

Федеральное агентство по образованию
ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ»

О.А. Оленева, О.В. Селиванова, С.В. Беликов

**ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ
СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД**

Учебное пособие

Научный редактор проф., д-р.техн.наук А.А. Попов

Екатеринбург
2006

УДК 544.344.016
ББК 22.317
Д44

Рецензенты:

кафедра физики Уральской государственной горно-геологической академии,
проф., д-р физ.-мат. наук И.Г. Коршунов
ст. науч. сотрудник института физики металлов УрО РАН
канд. техн. наук Н.В. Катаева.

Оленева О.А.

Д44 Диаграмма состояния системы железо – углерод : учебное пособие / О.А. Оленева, О.В. Селиванова, С.В. Беликов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ – УПИ, 2006. 56 с.

ISBN 978-5-321-00977-2

ISBN 5-321-00977-2

Учебное пособие разработано в связи с отсутствием современного пособия по углубленному изучению диаграммы состояния железо – углерод. В учебном пособии подробно разбираются диаграммы состояния систем железо – цементит и железо – графит. Рассмотрены процессы равновесных фазовых превращений в различных сплавах при охлаждении, а также рассмотрены вопросы образования структур. Пособие предназначено для студентов специальностей 150702 – Физика металлов, 150105 – Металловедение и термическая обработка металлов и направления 150600 - Материаловедение, технология материалов и покрытий.

Библиогр.: 3 назв. Рис. 22. Табл. 4.

УДК 544.344.016
ББК 22.317

ISBN 978-5-321-00977-2
ISBN 5-321-00977-2

© ГОУ ВПО «Уральский государственный
технический университет – УПИ», 2006

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД.....	4
2. СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО — ЦЕМЕНТИТ (Fe — Fe ₃ C).....	8
2.1. Первичная кристаллизация сталей.....	12
2.2. Вторичная кристаллизация сталей.....	14
2.3. Превращения в белых чугунах.....	20
3. СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО – ГРАФИТ (Fe – C _{гр}).....	27
3.1. Чугуны.....	29
3.2. Процесс графитизации.....	32
3.3 Белый чугун.....	37
3.4. Серый чугун.....	38
3.5. Высокопрочный чугун.....	39
3.6. Ковкий чугун.....	40
4. СТАЛИ.....	42
4.1. Влияние углерода.....	42
4.2. Примеси в сталях.....	43
4.3. Легирующие элементы.....	46
4.4. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения сталей.....	48
4.5. Карбиды в легированных сталях.....	50
4.6. Классификация и маркировка сталей.....	51

ВВЕДЕНИЕ

Диаграмма состояния системы железо – углерод является одной из важнейших диаграмм двойных систем, потому что наиболее распространенные в технике сплавы – стали и чугуны – представляют собой сплавы железа с углеродом. В состав сталей и чугунов кроме углерода входят кремний, марганец и другие элементы, но углерод является основным компонентом, оказывающим влияние на структуру и свойства железных сплавов.

Следует отметить, что в учебниках по металловедению разных авторов и разных лет издания, которыми пользуются студенты, координаты некоторых основных точек диаграммы несколько отличаются друг от друга по содержанию углерода и по температуре. Это связано с тем, что в научной литературе периодически появляются сведения об исследовании отдельных участков диаграммы, уточняющие положение точек и линий диаграммы. Однако эти уточнения обычно невелики, не меняют давно установленного общего начертания диаграммы состояния железо – углерод и не вносят каких-либо принципиальных изменений в понимание фазовых превращений в сплавах и их структуры.

Диаграмма железо – углерод должна распространяться от железа до углерода. Железо образует с углеродом химическое соединение: цементит – Fe_3C . Каждое устойчивое химическое соединение можно рассматривать как компонент, а диаграмму – по частям. Так как на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода до 5 %, то рассматриваем часть диаграммы состояния от железа до химического соединения цементита, содержащего 6,67 % углерода.

1. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо, углерод и цементит.

1. *Железо* – *d*-переходный металл серебристо-светлого цвета. Температура плавления – 1539 °С. Удельный вес равен 7,86 г/см³.

Наиболее существенной особенностью железа является его полиморфизм. В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях – α и γ . Полиморфные превращения происходят при температурах 911 и 1392 °С. При температуре ниже 911 и выше 1392 °С существует Fe_α (или α -Fe) с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур 911...1392 °С устойчивым является Fe_γ (или γ -Fe) с гранецентрированной кубической решеткой. При превращении $\alpha \rightarrow \gamma$ наблюдается уменьшение объема, так как решетка γ -Fe имеет более плотную упаковку атомов, чем решетка α -Fe. При охлаждении во время превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ наблюдается увеличение объема. В интервале температур 1392...1539 °С высокотемпературное Fe_α называют Fe_δ . Высокотемпературная модификация Fe_α не представляет собой новой аллотропической формы.

При температуре ниже 768 °С железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точку 768 °С, соответствующую магнитному превращению, т.е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри. Модификация Fe_γ парамагнитна.

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочностью (временное сопротивление – $\sigma_b = 250$ МПа, предел текучести – $\sigma_T = 120$ МПа) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение – $\delta = 50$ %, а относительное сужение – $\psi = 80$ %). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна. Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

2. *Углерод* относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления – 3500 °С, плотность – 2,5 г/см³) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом, равным четырем (температура плавления – 5000 °С).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения – цементита (Fe_3C), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

3. *Цементит* (Fe_3C) – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит 6,67 % углерода. Более точные исследования показали, что цементит может иметь переменную концентрацию углерода. Однако в дальнейшем, при разборе диаграммы состояния, сделаем допущение, что Fe_3C имеет постоянный состав. Кристаллическая решетка цементита ромбическая, удельный вес $7,82 \text{ г/см}^3$ (очень близок к удельному весу железа). При высоких температурах цементит диссоциирует, поэтому температура его плавления неясна и проставляется ориентировочно – $1260 \text{ }^\circ\text{C}$.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу. При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около $210 \text{ }^\circ\text{C}$. Цементит имеет высокую твердость (более 800 НВ, легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов, например азотом; атомы железа – металлами, например марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом*.

Если графит является стабильной фазой, то цементит – это метастабильная фаза. Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов.

В системе железо – углерод существуют следующие фазы: жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит, графит.

1. *Жидкая фаза*. В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод в любых пропорциях с образованием однородной жидкой фазы.

2. *Феррит* (Φ , α) – твердый раствор внедрения углерода в α -железе (от латинского слова *ferrum* – железо). Различают низкотемпературный феррит с предельной растворимостью углерода 0,02 % при температуре 727 °С (точка *P*) и высокотемпературный δ -феррит (в интервале температур 1392...1539 °С) с предельной растворимостью углерода 0,1 % при температуре 1499 °С (точка *L*).

Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твердость – 130 НВ, временное сопротивление – $\sigma_{\text{в}} = 300$ МПа) и пластичен (относительное удлинение - $\delta = 50$ %), магнитен до 768 °С.

3. *Аустенит* (A , γ) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железо (по имени английского ученого Р. Аустена). Углерод занимает место в центре гранецентрированной кубической ячейки. Предельная растворимость углерода в γ -железе 2,14 % при температуре 1147 °С (точка *E*). Аустенит имеет твердость 200...250 НВ, пластичен (относительное удлинение – $\delta = 40...50$ %), парамагнитен.

При растворении в аустените других элементов могут изменяться свойства и температурные границы существования.

4. *Цементит* – характеристика дана выше.

В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы – цементит первичный, цементит вторичный, цементит третичный. Химические и физические свойства этих фаз одинаковы. Влияние на механические свойства сплавов оказывает различие в размерах, количестве и расположении этих выделений. Цементит первичный выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит вторичный выделяется из аустенита и располагается в виде сетки вокруг зерен аустенита (при охлаждении – вокруг зерен перлита). Цементит третичный выделяется из феррита и в виде мелких включений располагается у границ ферритных зерен.

5. *Графит* – характеристика дана выше.

Поскольку углерод в сплавах с железом встречается в виде цементита и графита, существуют две диаграммы состояния, описывающие условия равновесия фаз в системах железо – цементит и железо – графит. Первая диаграмма (Fe — Fe₃C) называется цементитной (метастабильная), вторая (Fe – C)

- графитной (стабильная). Оба варианта диаграммы приводятся вместе в одной системе координат – температура – содержание углерода (рис. 1). Диаграмма состояния системы железо – углерод построена по результатам многочисленных исследований, проведенных учеными разных стран.

Особое место среди них занимают работы Д.К. Чернова. Он открыл существование критических точек в стали, определил их зависимость от содержания углерода, заложил основы для построения диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов в ее нижней, наиболее важной части.

Буквенное обозначение узловых точек в диаграмме является общепринятым как в России, так и за рубежом.

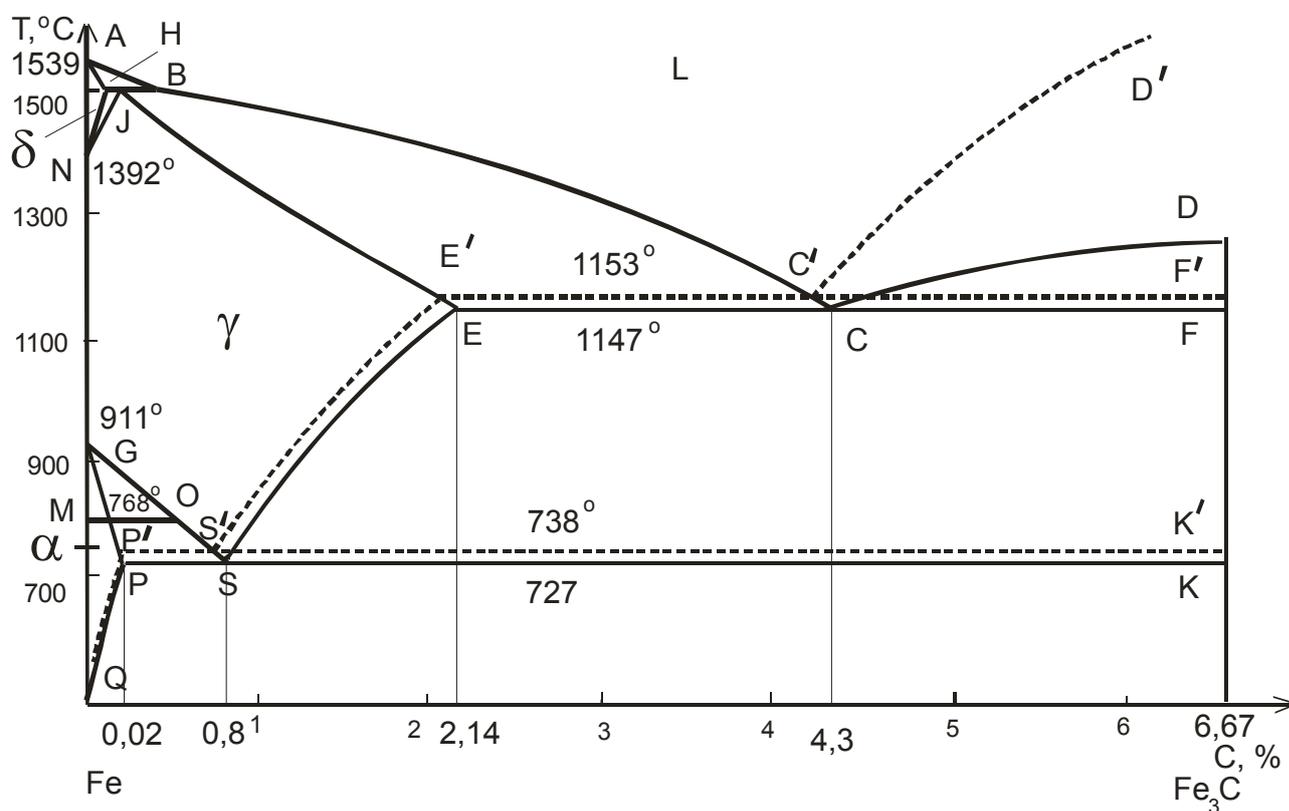


Рис. 1. Общий вид диаграммы состояния системы железо – углерод

2. СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО — ЦЕМЕНТИТ ($\text{Fe} — \text{Fe}_3\text{C}$)

Диаграмма состояния системы железо – цементит изображена на рис. 2. Данные о точках диаграммы приведены в табл. 1. Имеющиеся во всех областях диаграммы фазы видны на рис. 2. Значение всех линий указано в табл. 2.

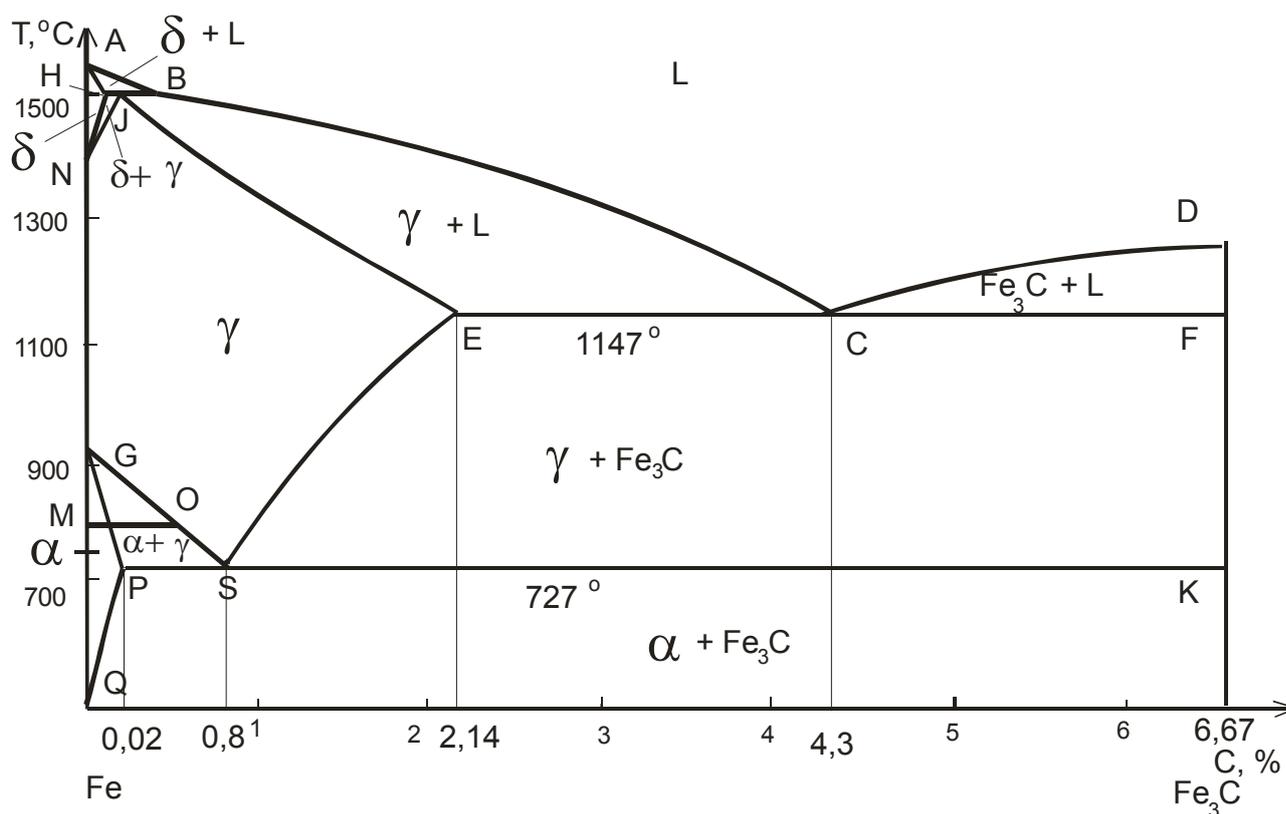


Рис. 2. Диаграмма состояния системы железо – цементит

Ликвидус по всей диаграмме проходит по линиям AB , BC , CD ; солидус – по линиям AN , HJ , JE , ECF . Сплавы железа с углеродом обычно делят на стали и чугуны. Условной границей для такого деления является 2,14 % C (точка E). Сплавы, содержащие углерода менее 2,14 %, относятся к сталям, более 2,14 % – к чугунам.

Температуры, при которых происходят фазовые и структурные превращения в сплавах системы железо – цементит, т.е. критические точки, обозначаются буквой A . В зависимости от того, при нагреве или при охлаждении определяется критическая точка, к букве A добавляется индекс c (от слова *chauffage* – нагрев)

при нагреве и индекс r (от слова *refroidissement* – охлаждение) при охлаждении с оставлением цифры, характеризующей данное превращение.

Таким образом, например, нагрев доэвтектоидной стали выше соответствующей точки на линии CS обозначается как нагрев выше точки A_{C3} . При охлаждении же этой стали первое превращение должно быть обозначено как A_{r3} , второе (на линии PSK) – как A_{r1} .

Таблица 1

Узловые точки диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C

Обозначение точки	t, °C	C, %	Значение точки
<i>A</i>	1539	0	Плавление (кристаллизация) чистого железа
<i>N</i>	1392	0	Полиморфное превращение $\delta \leftrightarrow \gamma$ в чистом железе
<i>G</i>	911	0	Полиморфное превращение $\alpha \leftrightarrow \gamma$ в чистом железе
<i>H</i>	1499	0,1	δ -твердый раствор, предельно насыщенный углеродом. Участвует в перитектическом превращении
<i>J (I)</i>	1499	0,16	Аустенит, возникающий в результате перитектического превращения
<i>B</i>	1499	0,51	Жидкая фаза, участвующая в перитектическом превращении
<i>D</i>	1260	6,67	Предполагаемая температура плавления Fe ₃ C
<i>E</i>	1147	2,14	Аустенит, предельно насыщенный углеродом
<i>C</i>	1147	4,3	Жидкая фаза, испытывающая эвтектическое превращение
<i>F</i>	1147	6,67	–
<i>P</i>	727	0,02	Феррит, предельно насыщенный углеродом
<i>S</i>	727	0,8	Аустенит, испытывающий эвтектоидное превращение
<i>K</i>	727	6,67	–
<i>Q</i>	20	0,006	Феррит, предельно насыщенный углеродом

Значение линий диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C

Линии	Значение линии
<i>AB</i>	Ликвидус для δ -твердого раствора
<i>AN</i>	Солидус для δ -твердого раствора
<i>BC</i>	Ликвидус для аустенита
<i>J(I)E</i>	Солидус для аустенита
<i>CD</i>	Ликвидус для цементита (первичного)
<i>HJB</i>	Перитектическое превращение: $\delta_{\text{H}} + L_{\text{B}} \rightarrow \gamma_{\text{J}}$
<i>ECF</i>	Эвтектическое превращение: $L_{\text{C}} \rightarrow (\gamma_{\text{E}} + \text{Fe}_3\text{C})$
<i>PSK (A₁)</i>	Эвтектоидное превращение: $\gamma_{\text{S}} \rightarrow (\alpha_{\text{P}} + \text{Fe}_3\text{C})$
<i>HN</i>	Начало полиморфного превращения $\delta \rightarrow \gamma$ в сплавах при охлаждении
<i>JN (A₄)</i>	Конец полиморфного превращения $\delta \rightarrow \gamma$ в сплавах при охлаждении
<i>ES (A_{cm})</i>	Линия предельной растворимости углерода в γ -Fe. Начало выделения цементита (вторичного) из аустенита при охлаждении
<i>GS (A₃)</i>	Начало аллотропического превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ в сплавах при охлаждении. Начало выделения феррита из аустенита при охлаждении
<i>GP</i>	Линия предельной растворимости углерода в α -Fe
<i>PQ</i>	Начало выделения цементита (третичного) из феррита при охлаждении
<i>MO (A₂)</i>	Переход из ферромагнитного в парамагнитное состояние (768 °С, т. Кюри)

Прежде чем перейти к непосредственному разбору на конкретных примерах процессов фазовых превращений, совершающихся в различных сплавах при их охлаждении и нагреве, необходимо сделать следующие замечания.

Всякая диаграмма состояния показывает условия *равновесного сосуществования фаз* во взятой системе компонентов.

Составы фаз при любой температуре удовлетворяют значениям, определяемым по сопряженным кривым только при условии установившегося физико-химического равновесия и при наличии плоской границы раздела фаз, т. е. при бесконечно большом радиусе кривизны этой поверхности. Если же поверхности раздела контактирующих фаз имеют иной (меньший) радиус кривизны, то создаются иные условия равновесия, в связи с чем изменяется

взаимный ход соответствующей сопряженной пары кривых.

Полное физико-химическое равновесие между фазами может быть достигнуто только в специальных лабораторных условиях, а на практике некоторым приближением к этому состоянию может быть случай чрезвычайно медленного охлаждения или нагрева сплава с весьма длительными выдержками во времени при любых искомым температурах.

Условимся, что при разборе сплавов в процессе их превращения при нагреве или охлаждении каждое фиксируемое состояние фаз соответствует равновесному, вытекающему из соответствующих кривых; причем для взятой температуры найденные составы будут относиться ко всему объему фаз, а не только к пограничным контактирующим слоям, где фазовое равновесие устанавливается практически очень быстро. Кроме того, известно, что при всяком фазовом превращении происходит возникновение зародышевых центров и последующий их рост.

При этом согласно законам термодинамики зародышевые центры, способные к дальнейшему росту, т. е. к развитию фазового превращения, могут возникать в исходной материнской фазе не при предельной температуре, определяемой по кривым диаграммы, где фазы находятся в равновесии, а при температуре несколько меньшей, т. е. при наличии некоторого переохлаждения.

Поэтому, когда будем говорить о том, что по достижении какой-то линии диаграммы при нагреве или при охлаждении начинается фазовое превращение, то это надо понимать условно, т.е. они совершаются в «идеальных» условиях.

2.1. Первичная кристаллизация сталей

Рассмотрим первичную кристаллизацию сталей, для чего воспользуемся рис. 3.

Сплав 1 (0,05 % C). Кристаллизация начнется в точке a и закончится в точке b с образованием δ -твердого раствора. Углерод повышает температуру аллотропического превращения железа $\delta \leftrightarrow \gamma$. Эта перестройка решетки твердого

раствора идет между точками c и d , когда одновременно существуют два разных твердых раствора (состав δ -раствора изменяется по линии HN , γ -раствора – по линии JN). Ниже точки d сплав охлаждается в аустенитном состоянии.

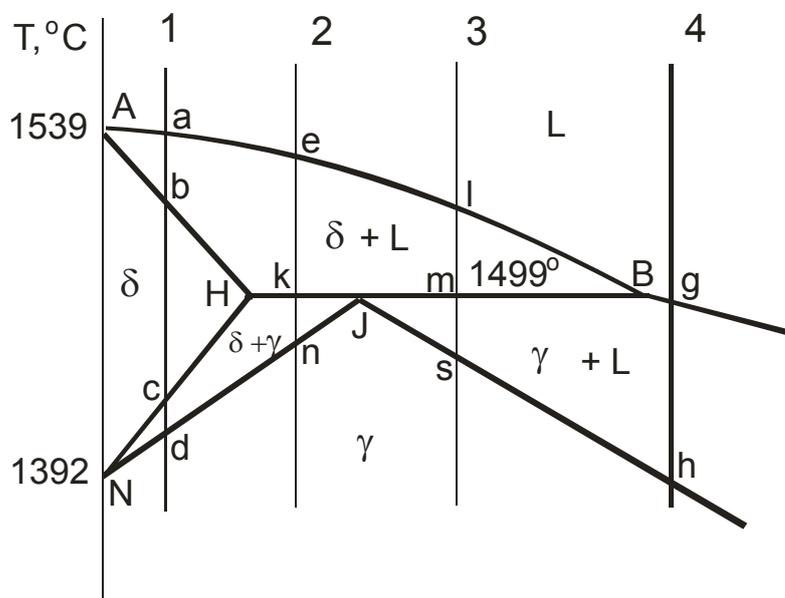


Рис. 3. Левый верхний угол диаграммы состояния Fe – C – первичная кристаллизация сталей

Сплав 2 (0,13 % C). Кристаллизация δ -раствора начнется в точке e и закончится в точке k . При $1499\text{ }^\circ\text{C}$ происходит перитектическое превращение:



От точки k до точки n идет перестройка решетки $\delta \rightarrow \gamma$, и, наконец, ниже точки n сплав охлаждается в аустенитном состоянии.

Сплав 3 (0,25 % C). Кристаллизация δ -раствора начинается в точке l и заканчивается в точке m . При $1499\text{ }^\circ\text{C}$ также происходит перитектическое превращение, по окончании которого в избытке оказывается жидкая фаза. От точки m до точки s продолжается кристаллизация аустенита из жидкой фазы. Ниже точки s сплав охлаждается в аустенитном состоянии.

Сплав 4 (0,6% C). Кристаллизация сплава начинается в точке g с образования аустенита и продолжается до точки h . Ниже этой точки сплав охлаждается в аустенитном состоянии.

Таким образом, первичная кристаллизация сталей заканчивается образованием γ -фазы, т. е. аустенита.

2.2. Вторичная кристаллизация сталей

Рассмотрим теперь превращения, происходящие в сталях при дальнейшем охлаждении в твердом состоянии, т. е. вторичную кристаллизацию (рис. 4).

Сплав 5 (0,3 % C). Выше точки *a* сплав находится в аустенитном состоянии.

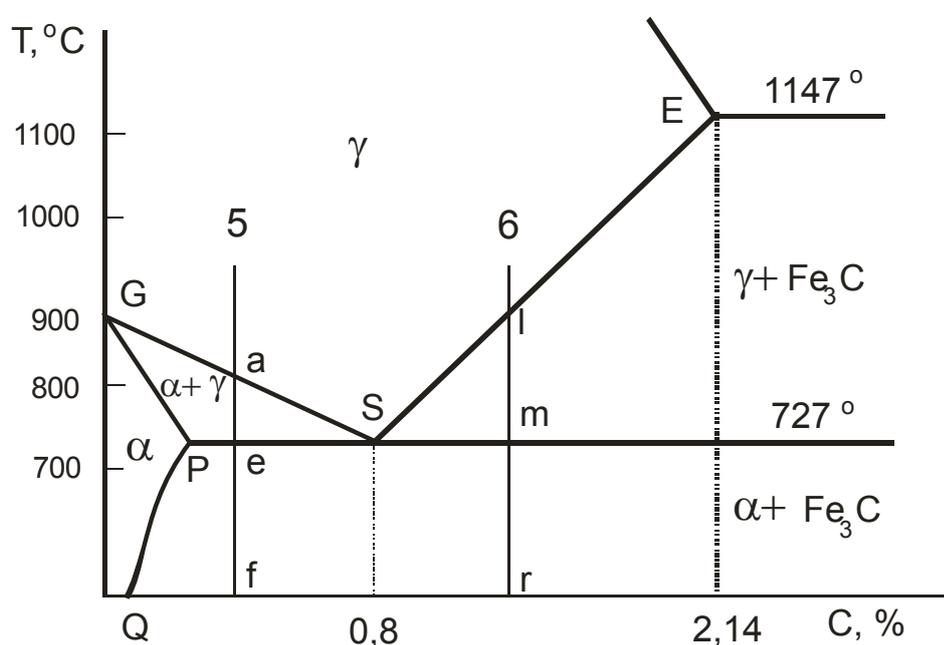


Рис. 4. Нижний левый угол диаграммы состояния Fe – C – вторичная кристаллизация сталей

После окончания первичной кристаллизации аустенит охлаждается без каких-либо изменений. Углерод в сплавах понижает температуру полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. В сплаве 5 это превращение начнется на линии GS в точке *a* и будет развиваться далее с понижением температуры до точки *e*. Так в сплаве появляется феррит. Концентрация углерода в уменьшающемся по количеству аустените будет изменяться по линии GS (к точке *S*), а концентрация углерода в увеличивающемся по количеству феррите – по линии GP (к точке *P*). Из

приведенных ранее данных известно, что количество углерода в ферритной фазе весьма мало, поэтому выделение феррита должно вызывать заметное увеличение содержания углерода в аустените, что и происходит.

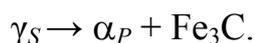
В точке e выделение феррита закончится, и сплав будет состоять из двух фаз – $\alpha_P + \gamma_S$.

Чуть выше линии PSK :

$$\alpha = \frac{eS}{PS} \cdot 100\% = \frac{0,8 - 0,3}{0,8 - 0,02} \cdot 100\% = 64,1 \%;$$

$$\gamma = \frac{Pe}{PS} \cdot 100\% = \frac{0,3 - 0,02}{0,8 - 0,02} \cdot 100\% = 35,9 \%.$$

Аустенит с содержанием 0,8 % углерода на линии PSK претерпевает *эвтектоидное* превращение, состоящее в том, что одновременно выделяются две кристаллические фазы – феррит предельного насыщения (точка P) и цементит:



Возникающая при эвтектоидном распаде аустенита смесь феррита и цементита имеет тонкопластинчатое строение (чередующиеся пластинки α и Fe_3C) и называется *перлитом* – по радужной окраске поверхности шлифа после травления, имеющей сходство с перламутром.

Феррит, который выделился из аустенита в интервале температур от точки a до точки e , в эвтектоидном превращении не участвует. Во время эвтектоидного распада аустенита на линии PSK система состоит из трех фаз: α_P , γ_S и Fe_3C , поэтому по правилу фаз

$$C = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 3 = 0.$$

Устанавливаем, что число степеней свободы системы равно нулю. Следовательно, эвтектоидный распад аустенита происходит при постоянной температуре и при неизменной концентрации углерода во всех трех фазах.

Сразу после перлитного превращения система состоит из фаз α и Fe_3C , их относительное количество:

$$\alpha = \frac{eK}{PK} \cdot 100\% = \frac{6,67 - 0,3}{6,67 - 0,02} \cdot 100\% = 95,8 \%;$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = \frac{Pe}{PK} \cdot 100\% = \frac{0,3 - 0,02}{6,67 - 0,02} \cdot 100\% = 4,2 \%$$

Структурные составляющие – *феррит+перлит*, т. е. $\alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$. Но 95,8 % феррита делится на избыточный феррит, выделившийся в интервале *ae* из аустенита (64,1 %) и феррит в составе перлита (95,8 %-64,1 %=31,7 %) Цементит же весь находится в составе перлита, т.о. получается: 64,1 % $\alpha + (31,7 \%$ $\alpha + 4,2 \%$ $\text{Fe}_3\text{C})$. Количество перлита (35,9 %) соответствует количеству аустенита перед эвтектоидным превращением.

При дальнейшем охлаждении сплава, состоящего из феррита и цементита, ферритная фаза должна обедняться углеродом (по линии *PQ*) с выделением цементита, называемого *третичным*. Это фазовое превращение дает столь незначительные изменения в структуре, составе и количестве фаз, что при рассмотрении превращений в среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталях и чугунах им можно пренебречь. Однако превращение с выделением третичного цементита имеет большое значение для мягких сортов сталей с низким содержанием углерода, так как выделения цементной фазы могут заметно ухудшать вязкость стали.

Таким образом, при комнатной температуре сталь взятого состава (0,3 % C) в точке *f* состоит из двух фаз: феррита и цементита, а структурные составляющие стали (после медленного охлаждения) будут представлены так:

$$\text{феррит+перлит, т. е. } \alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C}).$$

При этом третичный цементит не учитывается.

На рис. 5 изображена микроструктура стали с 0,3 % C после медленного охлаждения (отжига). Обнаруживаются зерна феррита и перлита, иначе называемого феррито-карбидной смесью (ФКС). Светлые зерна структуры представляют собой феррит, а темные – перлит.



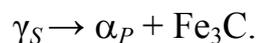
Рис. 5. Микроструктура доэвтектоидной стали

Точка S диаграммы (0,8 % C) называется *эвтектоидной точкой*, а вся линия PSK - *линией эвтектоидного или перлитного превращения*. По отношению к эвтектоидной точке S стали делятся:

- на доэвтектоидные (содержащие до 0,8 % углерода);
- эвтектоидную (0,8 %);
- заэвтектоидные (содержащие углерода от 0,8 до 2,14 %).

Следовательно, доэвтектоидные стали при комнатной температуре после медленного охлаждения имеют одни и те же структурные составляющие: избыточный феррит + перлит, но в разных количествах в зависимости от содержания углерода.

Вторичная кристаллизация эвтектоидной стали (0,8 %) начинается сразу с эвтектоидного превращения:



Относительное количество фаз соответственно сразу после превращения:

$$\alpha = \frac{SK}{PK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 0,8}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 88,3 \%;$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = \frac{PS}{PK} \cdot 100 \% = \frac{0,8 - 0,02}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 11,7 \%.$$

При комнатной температуре фазовый состав – 88,3 % феррита и 11,7 % цементита, структурная составляющая одна – перлит. Микроструктура такой стали приведена на рис. 6. Заметно, что перлит имеет характерное строение с

чередующимися полосками феррита и цементита, причем в каждом зерне перлита ориентировка полосок своя, отличная от таковой в соседнем зерне.

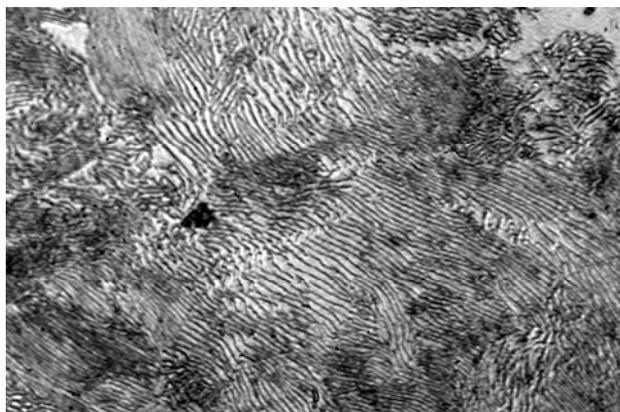


Рис. 6. Микроструктура эвтектоидной стали

Сплав 6 (1,2 % С). После завершения первичной кристаллизации сталь охлаждается в аустенитном состоянии. Исходя из положения линии ES , можно установить, что аустенит стали с 1,2 % С вплоть до точки l (на линии ES) оказывается ненасыщенным углеродом. По достижении температуры точки l (рис. 4) аустенит становится предельно насыщенным углеродом, и так как растворимость углерода при охлаждении уменьшается (согласно линии ES), то, начиная с точки l , из аустенита выделяется избыток углерода в виде Fe_3C , называемый *вторичным* (избыточным) цементитом $(Fe_3C)_{II}$.

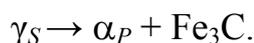
Чуть выше линии PSK сплав будет состоять из двух фаз – аустенита и вторичного цементита. Применяя правило рычага, можно установить, что весовое количество цементита и аустенита:

$$\gamma = \frac{mK}{SK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 1,2}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 93,2 \%;$$

$$Fe_3C = \frac{Sm}{SK} \cdot 100 \% = \frac{1,2 - 0,8}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 6,8 \%.$$

Таким образом, перед превращением сплав состоит из (93,2 % γ + 6,8 % $(Fe_3C)_{II}$). Структурные и фазовые составляющие совпадают.

По достижении точки m аустенит содержит 0,8 % С (точка S) и претерпевает уже известное нам эвтектоидное превращение:



Вторичный цементит, выделившийся в интервале температур от точки l до точки m , в этом превращении не участвует. Сразу после превращения:

$$\alpha = \frac{mK}{PK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 1,2}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 82,3 \%;$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = \frac{Pm}{PK} \cdot 100 \% = \frac{1,2 - 0,02}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 17,7 \%.$$

17,7 % – это общее количество цементита в сплаве, он включает в себя и 6,8 % избыточного $(\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}}$, выделившегося в интервале lm , и цементит перлита: 17,7 % - 6,8 % = 10,9 %. Таким образом, получаем

$$6,8 \% (\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}} + (82,3 \% \alpha + 10,9 \% \text{Fe}_3\text{C})_{\text{перлит}}.$$

При дальнейшем охлаждении вплоть до точки r фазовые и структурные составляющие стали не изменяются (не забывать о поправке, сделанной при разборе сплава 5 в связи с ходом линии PQ). Сплав состоит из двух фаз феррита и цементита, а структурные составляющие стали представлены так:

$$\text{цементит} + \text{перлит}, \text{ т. е. } (\text{Fe}_3\text{C})_{\text{II}} + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C}).$$

Микроструктура такой стали представлена на рис. 7. Здесь, наряду с перлитом, присутствует вторичный (избыточный) цементит (белая сетка вокруг зерен перлита).

При травлении шлифа обычными реактивами цементит не травится и так же, как феррит, остается чисто белым, поэтому, чтобы отличить белую сетку цементита от ферритной, нужен определенный навык исследователя или специальные методы испытаний.

При изучении микроструктур сталей часто возникает вопрос, почему перлит «темный», если феррит и цементит, как только что было рассмотрено, – это «светлые» фазы? Повторимся, перлит – это двухфазная структурная составляющая, а фазы, ее образующие, – это феррит и цементит, имеющие различную травимость. В этом случае на поверхности шлифа образуется сложный

рельеф, приводящий к рассеянию падающего света.



Рис. 7. Микроструктура заэвтектоидной стали

Таким образом, заэвтектоидные стали при комнатной температуре после медленного охлаждения имеют одни и те же структурные составляющие: вторичный избыточный цементит + перлит, но в разных относительных количествах в зависимости от содержания углерода.

2.3. Превращения в белых чугунах

Перейдем теперь к рассмотрению превращений в чугунах (рис. 8). Повторимся, что границей для такого деления является 2,14 % С (точка *E*). Сплавы, содержащие углерода менее 2,14 %, относятся к сталям, более 2,14 % – к чугунам.

Чугуны, кристаллизующиеся в соответствии с диаграммой состояния железо – цементит, отличаются высокой хрупкостью. В них весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита. Цвет их излома – серебристо-белый. Такие чугуны называются белыми чугунами.

Чугуны делятся по отношению к эвтектической точке С:

- на доэвтектические (углерода от 2,14 до 4,3 %);
- эвтектический (4,3%);
- заэвтектические (содержащие углерода от 4,3 до 6,67 %).

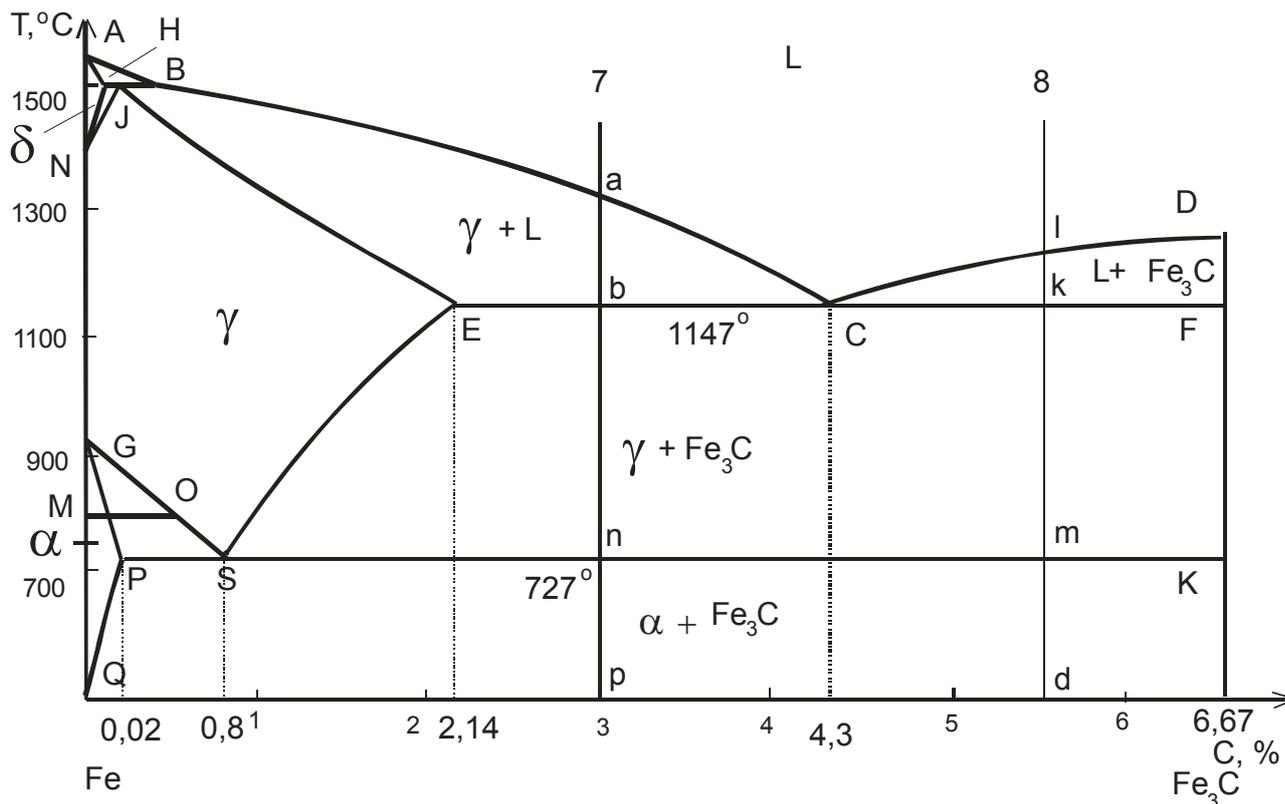


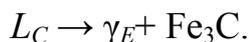
Рис. 8. Фазовые превращения в чугунах по диаграмме состояния Fe – Fe₃C

Сплав 7 (3,0 % C). В этом доэвтектическом белом чугуне кристаллизация начнется в точке *a* с выделения аустенита и закончится в точке *b*. При подходе к точке *b* сплав состоит из аустенита предельного насыщения (точки *E*) и жидкой фазы эвтектического состава (точки *C*):

$$L = \frac{Eb}{EC} \cdot 100 \% = \frac{3 - 2,14}{4,3 - 2,14} \cdot 100 \% = 39,8 \%;$$

$$\gamma = \frac{bC}{EC} \cdot 100 \% = \frac{4,3 - 3}{4,3 - 2,14} \cdot 100 \% = 60,2 \%.$$

На линии *ECF* жидкая фаза (*L_c*) испытывает эвтектическое превращение:



Полученная эвтектическая смесь ($\gamma_E + Fe_3C$) имеет характерное строение и называется ледебуритом (по имени немецкого ученого Ледебура). Таким образом, по окончании первичной кристаллизации (немного ниже точки *b*) структурные

составляющие сплава – первичные зерна аустенита (γ_E) и ледебурит ($\gamma_E + \text{Fe}_3\text{C}$), а фазовые составляющие сплава – аустенит и цементит:

$$\gamma = \frac{Fb}{FE} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 3}{6,67 - 2,14} \cdot 100 \% = 81 \%;$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = \frac{Eb}{FE} \cdot 100 \% = \frac{3 - 2,14}{6,67 - 2,14} \cdot 100 \% = 19 \%.$$

Общее количество аустенита в сплаве при данной температуре 81 %, из них первичных зерен аустенита, выделившегося из расплава 60,2 %, соответственно в ледебурите содержится 81 %-60,2 %=20,8 % аустенита и в результате получаем:

$$60,2 \% \gamma + (20,8 \% \gamma + 19 \% \text{Fe}_3\text{C}).$$

Поскольку аустенит имеет максимальное содержание углерода (2,14 %), при последующем охлаждении сплава из аустенита непрерывно выделяется вторичный цементит. Количество аустенита уменьшается, а количество цементита увеличивается. С понижением температуры концентрация углерода в аустените уменьшается согласно ходу линии ES . При подходе к линии PSK (точка n) сплав состоит из аустенита (точка S , рис. 8) – (γ_S) и Fe_3C (фазовый состав). Тогда:

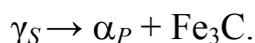
$$\gamma = \frac{nK}{SK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 3}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 62,5 \%;$$

$$\text{Fe}_3\text{C} = \frac{Sn}{SK} \cdot 100 \% = \frac{3 - 0,8}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 37,5 \%.$$

Структурные составляющие – аустенит, вторичный цементит и ледебурит. За счет выделения вторичного цементита общее количество цементитной фазы увеличилось на 18,5 %. Общее выражение принимает вид

$$46,5 \% \gamma_I + 18,5 \% (\text{Fe}_3\text{C})_{II} + (16 \% \gamma + 19 \% \text{Fe}_3\text{C})_{\text{ледебурит}}.$$

На линии PSK (в точке n) в сплаве происходит эвтектоидное превращение с образованием перлита:



Ниже *PSK*:

$$\alpha = \frac{nK}{PK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 3}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 55,2 \%;$$

$$Fe_3C = \frac{nP}{PK} \cdot 100 \% = \frac{3 - 0,02}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 44,8 \%.$$

Важно понимать, что перлитное превращение испытали зерна аустенита, выделившегося из жидкой фазы (от *a* до *b*), а также зерна аустенита, входившего в эвтектическую смесь (ледебурит). Поэтому структурные составляющие доэвтектического белого чугуна будут представлены так: перлит + вторичный цементит + превращенный ледебурит. Фазовыми составляющими сплава (в точке *p*) будут феррит и цементит, как и в сталях, но только в других количественных соотношениях.

Общее количество цементита увеличилось на $44,8 \% - 37,5 \% = 7,3 \%$ – это цементит из перлита, т.е.:

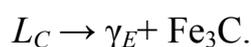
$$44,8 \% Fe_3C = 19 \% (Fe_3C)_{\text{ледебурит}} + 18,5 \% (Fe_3C)_{II} + 7,3 \% (Fe_3C)_{\text{перлит}}.$$

При комнатной температуре:

$$(41,1 \% \alpha + 5,4 \% Fe_3C)_{\text{перл.}} + ((14,1 \% \alpha + 1,9 \% Fe_3C)_{\text{перл.}} + 19 \% Fe_3C)_{\text{превр.ледеб.}} + 18,5 \% Fe_3C_{II}.$$

Структура белого доэвтектического чугуна представлена на рис. 9. В этом сплаве первым кристаллизовался из жидкой фазы аустенит, бывшие зерна которого (темного цвета) видны на фоне эвтектики (ледебурит). Здесь важно понимать, что как первичный аустенит, выделившийся из жидкой фазы, так и участки аустенита, входящего в ледебурит, претерпели при своем охлаждении процессы дальнейших превращений. Следовательно, из аустенита выделялся вторичный цементит, который чаще всего присоединяется к ледебуритному, и наконец, зерна первичного аустенита и аустенит из ледебурита превратились в перлит.

Эвтектический белый чугун (4,3 % C) на линии *ECF* кристаллизуется сразу с образованием ледебурита



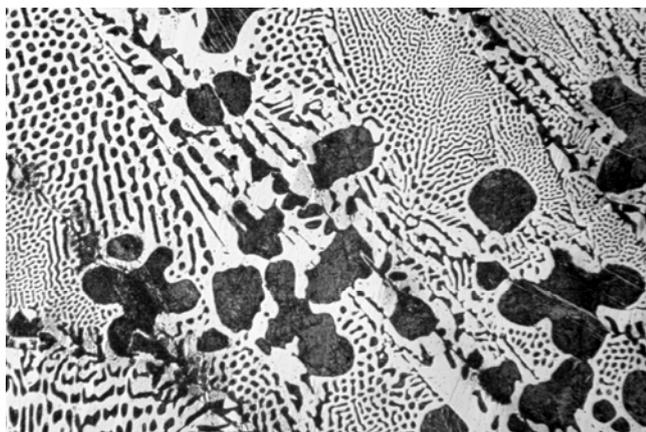
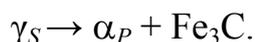


Рис. 9. Микроструктура белого доэвтектического чугуна

При дальнейшем охлаждении сплава из аустенита выделяется вторичный цементит, а на линии PSK происходит перлитное превращение:



При комнатной температуре фазовые составляющие – феррит и цементит, структурные составляющие – превращенный ледебурит, вторичный цементит и перлит. Типичная структура белого эвтектического чугуна приведена на рис. 10.

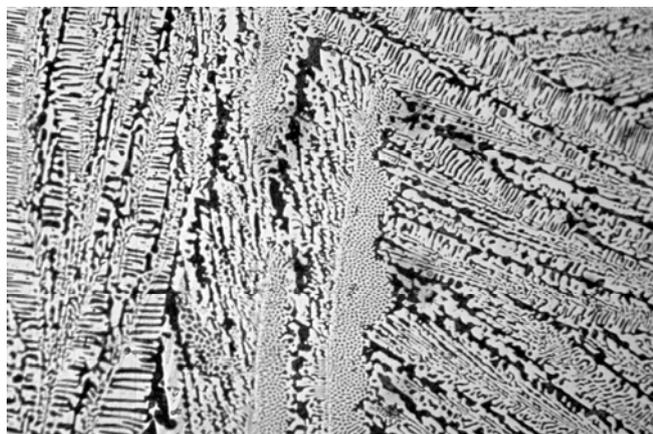


Рис. 10. Микроструктура белого эвтектического чугуна

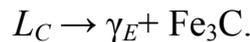
Сплав 8 (5,5 % С). Чугун с 5,5 % С является заэвтектическим. Его кристаллизация начнется на линии ликвидуса DC в точке l с выделения цементита, называемого *первичным*. Выделение цементита продолжается до точки k , и жидкая фаза, обедняясь углеродом, становится по составу соответствующей

эвтектической точке C . Чуть выше ECF

$$L = \frac{kF}{CF} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 5,5}{6,67 - 4,3} \cdot 100 \% = 49,4 \%;$$

$$Fe_3C = \frac{Ck}{CF} \cdot 100 \% = \frac{5,5 - 4,3}{6,67 - 4,3} \cdot 100 \% = 50,6 \%.$$

На линии ECF происходит образование ледебурита по известной реакции



Ниже точки k сплав состоит из двух фаз – γ_E и Fe_3C :

$$\gamma = \frac{kF}{FE} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 5,5}{6,67 - 2,14} \cdot 100 \% = 25,8 \%;$$

$$Fe_3C = \frac{Ek}{EF} \cdot 100 \% = \frac{5,5 - 2,14}{6,67 - 2,14} \cdot 100 \% = 74,2 \%.$$

Таким образом, получаем $50,6 \% Fe_3C_I + (25,8 \% \alpha + 23,6 \% Fe_3C)_{\text{ледебурит}}$.

Структурные составляющие – первичный цементит и ледебурит. Вся аустенитная фаза сплава является составляющей ледебурита. При понижении температуры аустенит, обедняясь углеродом, выделяет вторичный цементит по линии ES . Перед линией PSK :

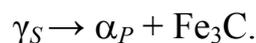
$$\gamma = \frac{mK}{SK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 5,5}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 19,9 \%;$$

$$Fe_3C = \frac{Sm}{SK} \cdot 100 \% = \frac{5,5 - 0,8}{6,67 - 0,8} \cdot 100 \% = 80,1 \%.$$

Общее выражение:

$$50,6 \% Fe_3C_I + 5,9 \% Fe_3C_{II} + (19,9 \% \gamma + 23,6 \% Fe_3C)_{\text{ледебурит}}$$

Структурные составляющие – первичный и вторичные цементит и ледебурит. Наконец, на линии PSK (в точке m) аустенит превращается в перлит.

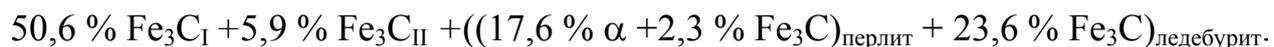


После перлитного превращения

$$\alpha = \frac{mK}{PK} \cdot 100 \% = \frac{6,67 - 5,5}{6,67 - 0,02} \cdot 100 \% = 17,6 \%,$$

$$19,9 \% \gamma - 17,6 \% \alpha = 2,3 \% Fe_3C.$$

Общее выражение:



Таким образом, структурные составляющие заэвтектического чугуна представлены как цементит первичный, вторичный, превращенный ледебурит и перлит. Фазовыми же составляющими сплава будут (в точке d) те же феррит и цементит. Типичная структура белого заэвтектического белого чугуна представлена на рис. 11. Основное поле ледебурита пронизывают крупные, прямолинейные выделения первичного цементита, выделившегося из жидкой фазы.

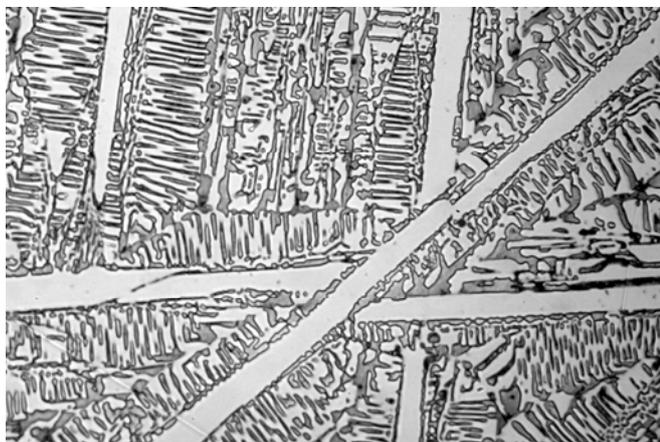


Рис. 11. Микроструктура белого заэвтектического чугуна

Характеризуя структурные составляющие доэвтектического и заэвтектического чугунов, эвтектику, имеющуюся в них, можно называть просто ледебуритом без слова «превращенный», учитывая большое структурное сходство истинного и превращенного ледебурита. Нужно иметь в виду, что в состав истинного ледебурита в момент его образования входит аустенит, максимально насыщенный углеродом, при комнатной температуре аустенит оказывается превратившимся в перлит.

Выше рассмотрены фазовые превращения, фазовые и структурные составляющие всех сплавов по диаграмме состояния системы железо – цементит. Оказалось, что стали и чугуны при комнатной температуре после всех

превращений состоят из смеси двух фаз: мягкого и пластичного феррита и очень твердого и хрупкого цементита в различных количествах и структурных сочетаниях.

Еще раз напомним, что при разборе процессов фазовых превращений, протекающих по равновесной диаграмме состояния железо – цементит, заранее сделали оговорку, что разбор этих превращений будем вести в идеальных условиях, т. е. при максимальном приближении к полному физико-химическому равновесию.

3. СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО – ГРАФИТ (Fe – C_{гр})

Рассмотрим теперь диаграмму состояния системы железо - графит (рис. 12). На рис. 1 была показана диаграмма железо – углерод в двойном варианте со сплошными и пунктирными линиями. Рис. 12 дает представление о том, какие линии образуют диаграмму состояния системы железо – графит.

Необходимо отметить, что фазовые превращения при наличии графита происходят при более высоких температурах, чем аналогичные им превращения при наличии цементита (пунктирные линии диаграммы находятся выше соответствующих сплошных). Критические точки C' , E' , S' отвечают меньшему содержанию углерода, чем аналогичные точки C , E , S цементитной диаграммы (точки C' , E' , S' сдвинуты влево). Это объясняется большей стабильностью графита по сравнению с цементитом.

Фазы, формирующиеся в различных сплавах, указаны в соответствующих областях диаграммы (рис. 12). Во всех случаях, когда в цементитной диаграмме была фаза Fe_3C , она везде заменена на фазу «графит», $C_{гр}$.

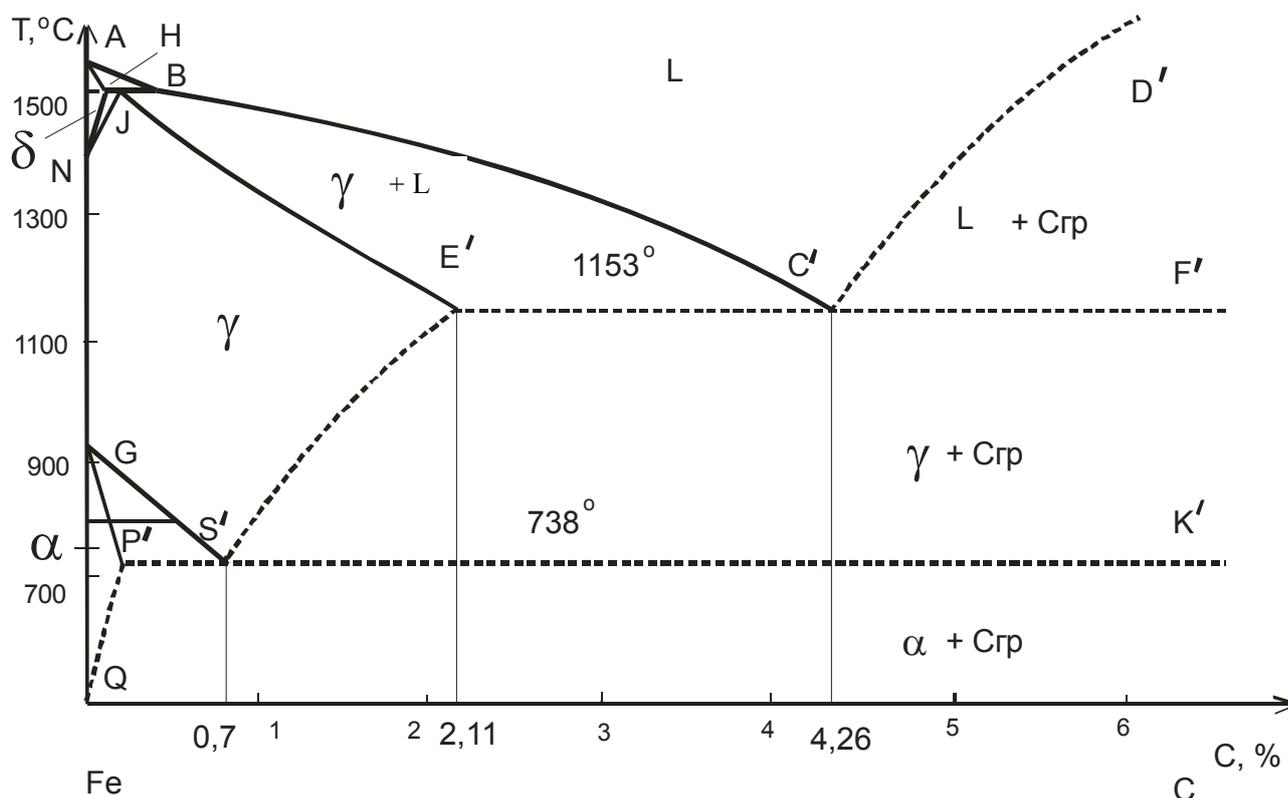


Рис. 12. Диаграмма состояния системы железо – графит

Данные о новом положении некоторых точек приведены в табл. 3, а значения пунктирных линий – в табл. 4.

Таблица 3

Узловые точки диаграммы состояния системы Fe - C_{гр}

Точка	Температура, °C	Концентрация углерода, %	Значение точки
<i>C'</i>	1153	4,26	Жидкая фаза, испытывающая эвтектическое превращение
<i>D'</i>	~3500	100	Плавление (кристаллизация) графита
<i>E'</i>	1153	2,11	Аустенит, предельно насыщенный углеродом
<i>S'</i>	738	0,7	Аустенит, испытывающий эвтектоидное превращение

Значение пунктирных линий в диаграмме состояния Fe - C_{гр}

Линия	Значение линии
<i>C' D'</i> <i>E' C' F'</i> <i>E' S'</i>	Ликвидус для графита (первичного) Эвтектическое превращение: $L_C \rightarrow (\gamma_{E'} + C_{гр})$ Линия предельной растворимости углерода в γ -Fe, находящемся в равновесии с графитом. Начало выделения графита (вторичного) из аустенита при охлаждении
<i>P' S' K'</i> <i>Q' P'</i>	Эвтектоидное превращение: $\gamma_{S'} \rightarrow (\gamma_{P'} + C_{гр})$ Линия предельной растворимости углерода в α -Fe, находящемся в равновесии с графитом. Начало выделения графита (третичного) из феррита при охлаждении

Характер превращений при охлаждении сплавов системы Fe-C_{гр} остается таким же, как и при охлаждении сплавов системы Fe-Fe₃C.

Далее будут рассмотрены условия, способствующие кристаллизации железоуглеродистых сплавов по диаграмме системы железо – цементит или железо – графит.

3.1. Чугуны

Чугунами называют высокоуглеродистые сплавы, в которых при охлаждении происходит эвтектическое превращение. Если судить по диаграмме состояния чистых двойных сплавов железа с углеродом, то к чугунам должны быть отнесены сплавы, содержащие более 2,14 % углерода (правее точек *E* и *E*¹). Наиболее широкое распространение получили чугуны с содержанием углерода 2,4...3,8 %. Чем выше содержание углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства, следовательно, количество углерода не должно превышать 3,8 %. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не менее 2,4 %.

Чугун отличается от стали: по составу – более высокое содержание углерода и примесей; по технологическим свойствам – более высокие литейные свойства, малая способность к пластической деформации, почти не используется в сварных конструкциях.

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают:

- белый чугун – углерод в связанном состоянии в виде цементита, в изломе имеет белый цвет и металлический блеск;
- серый чугун – весь углерод или большая часть находится в свободном состоянии в виде графита, а в связанном состоянии находится не более 0,8 % углерода. Из-за большого количества графита его излом имеет серый цвет;
- половинчатый – часть углерода находится в свободном состоянии в форме графита, но не менее 2 % углерода находится в форме цементита. Мало используется в технике.

Белый чугун обычно идет в переплавку на сталь. Намного чаще в машиностроении применяются чугуны, в которых весь углерод или большая его часть оказываются в свободном состоянии, т.е. в виде графита.

Не все изделия машиностроительной промышленности должны иметь механические свойства, которые может обеспечить только сталь. Применение чугуна нецелесообразно для изготовления деталей, несущих значительные растягивающие и ударные нагрузки; в других случаях чугунные отливки проявили себя как достаточно надежный конструкционный материал. Чугуны с графитом обладают рядом специфических положительных свойств:

- чугун имеет сравнительно низкую температуру плавления;
- очень хорошие литейные свойства, обладает малой усадкой;
- графит улучшает обрабатываемость резанием, так как образуется ломкая стружка;
- чугун имеет лучшие антифрикционные свойства по сравнению со сталью, потому что графит впитывает смазку и сам играет роль смазки;

- из-за микропустот, заполненных графитом, чугун хорошо гасит вибрации и имеет повышенную циклическую вязкость;
- детали из чугуна не чувствительны к внешним концентраторам напряжений (выточки, отверстия, переходы в сечениях);
- чугун значительно дешевле стали;
- производство изделий из чугуна литьем дешевле изготовления изделий из стальных заготовок обработкой резанием, а также литьем и обработкой давлением с последующей механической обработкой.

Графитная фаза чугунов может иметь различную структурную форму (рис. 13). Находят применение три вида чугунов с графитом следующей формы:

1. В виде тонких пластинок или лепестков. Называется такой чугун *серым* из-за темного цвета излома, создаваемого большим количеством графита (рис. 13, а).

2. Сфероидальной формы. Чугун с шаровидным графитом называется *высокопрочным* (рис. 13, б).

3. В виде компактных образований неправильной формы или хлопьев. Такой чугун называется *ковким* (рис. 13, в).

Графитные включения можно рассматривать как соответствующей формы пустоты в структуре чугуна. Около таких дефектов при нагружении концентрируются напряжения, значение которых тем больше, чем острее дефект. Отсюда следует, что графитные включения пластинчатой формы в максимальной мере разупрочняют металл. Более благоприятна хлопьевидная форма, а оптимальной является шаровидная форма графита. Пластичность зависит от формы таким же образом.

Наличие графита наиболее резко снижает сопротивление при жестких способах нагружения: удар; разрыв. Сопротивление сжатию снижается мало.

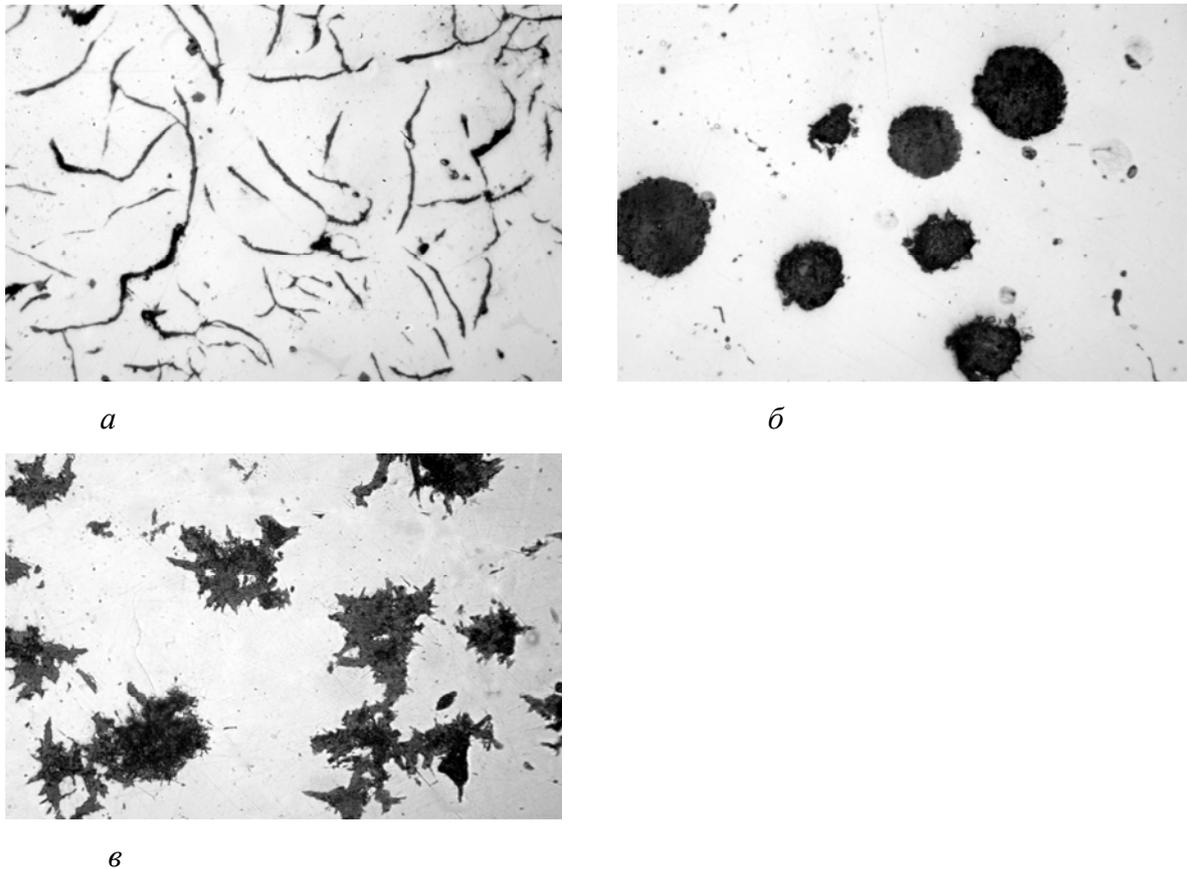


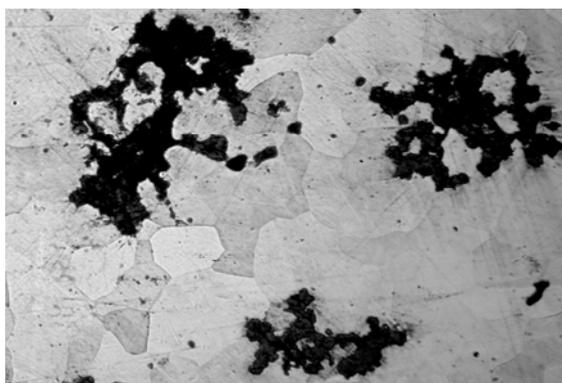
Рис. 13. Основные формы выделения графита в чугунах: *a* – пластинчатый в сером чугуне; *б* - шаровидный в высокопрочном чугуне; *г* – хлопьевидный в ковком чугуне

Графитные выделения в перечисленных чугунах бывают окружены различной по структуре металлической основой, которую иногда называют матрицей. Она может быть ферритной (рис. 14, *a*), перлитной (рис. 14, *б*) или феррито-перлитной (рис. 14, *в*).

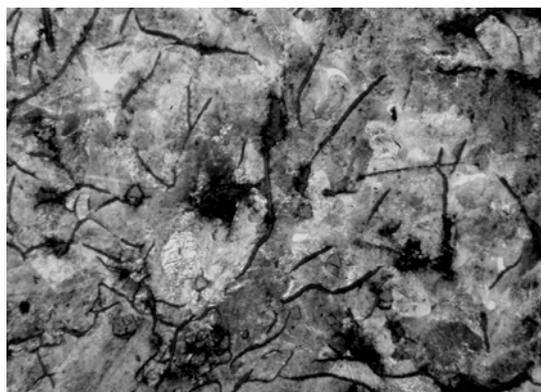
3.2. Процесс графитизации

Процесс образования графита в сплавах железа с углеродом называется *графитизацией*.

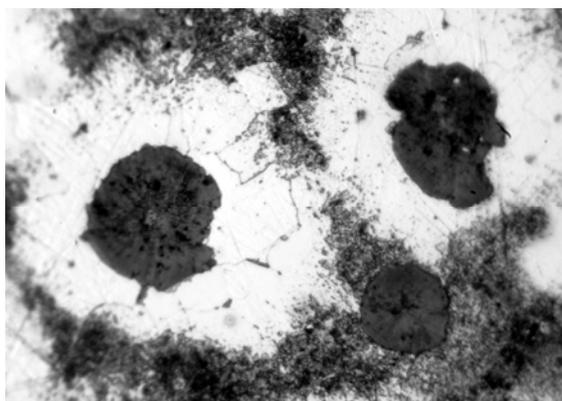
Графит – это полиморфная модификация углерода. Так как графит содержит 100 % углерода, а цементит – 6,67 %, то жидкая фаза и аустенит по составу более близки к цементиту, чем к графиту. Следовательно, образование цементита из жидкой фазы и аустенита должно протекать легче, чем графита.



a



б



в

Рис. 14. Основные виды матриц в чугунах: *a* – ферритная; *б* – перлитная; *в* – феррито-перлитная

С другой стороны, при нагреве цементит разлагается на железо и углерод. Возможны два пути образования графита в чугуне.

1. При благоприятных условиях (наличие в жидкой фазе готовых центров кристаллизации графита и очень медленное охлаждение) происходит непосредственное образование графита из жидкой фазы.

Присутствие перлита в сером или высокопрочном чугуне должно свидетельствовать о том, что кристаллизация этих чугунов протекала частично по стабильной, а частично по метастабильной диаграмме состояния Fe-C.

Как было показано ранее, диаграмма состояния Fe-C приводится в двойном варианте: сплошным линиям соответствует диаграмма метастабильная или

цементитная, пунктирным (совместно с некоторыми сплошными) – стабильная или графитная.

Трехфазное равновесие аустенит – жидкая фаза – графит (линия $F'C'F'$) наблюдается при температуре 1153 °С, в то время как равновесие аустенит – жидкая фаза – цементит (линия ECF) имеет место при меньшей температуре 1147 °С.

Аналогично этому в твердом состоянии трехфазное равновесие феррит – аустенит – графит (линия $P'S'K'$) наблюдается при температуре 738 °С, а равновесие феррит – аустенит – цементит при температуре 727 °С (линия PSK).

Следовательно, эвтектическое превращение с образование графита термодинамически возможно только в том случае, если жидкая фаза переохлаждена до интервала температур 1153...1147 °С, а эвтектоидное превращение с образование графита – если аустенит переохлажден до интервала температур 738...723 °С. В обоих случаях выделение графита происходит при малом переохлаждении жидкой фазы и аустенита.

При температурах ниже 1147 и 727 °С распадающаяся материнская фаза (жидкая или аустенит) может претерпевать превращение с образованием цементита (ледебурит, перлит), хотя образование графита не исключено.

Образование ледебурита ниже 1147 °С и перлита ниже 727 °С будет облегчаться кинетическими факторами, заключающимися в том, что зародышевые центры цементита имеют состав намного ближе к составу жидкой фазы или аустенита, чем зародышевые центры графита. Вместе с тем рост зародышей графита затрудняется необходимостью отвода атомов железа. Таким образом, при повышенных степенях переохлаждения возникновение структур с цементитом происходит намного легче, нежели с графитом. Отсюда можно сделать важный вывод: *медленное охлаждение чугуна способствует образованию структур с графитом, а ускоренное охлаждение – с цементитом.* В промышленных отливках разная скорость охлаждения может создаваться искусственно в зависимости от материала формы (металлическая или песчаная), в которой кристаллизуется чугун.

Разная скорость охлаждения отдельных частей отливки также обуславливается различной их толщиной, что будет сказываться на структуре чугуна.

Однако кристаллизация чугунов зачастую осложняется рядом других обстоятельств, в связи с которыми необходимо искать объяснения структуры отливки, сформировавшейся в практических условиях.

Так кристаллизация графита намного облегчается в том случае, если в жидкой фазе имеется подходящая «подкладка» для образования зародышей. Такой подкладкой чаще всего являются мельчайшие частицы самого графита, остающиеся в жидкой фазе при переплавках чугуна.

2. При разложении ранее образовавшегося цементита. При температурах выше 738 °С цементит разлагается на смесь аустенита и графита по схеме



При температурах ниже 738 °С разложение цементита осуществляется по схеме



При малых скоростях охлаждения степень разложения цементита больше.

Графитизацию из жидкой фазы, а также от распада цементита первичного и цементита, входящего в состав эвтектики, называют *первичной стадией графитизации*.

Выделение вторичного графита из аустенита называют *промежуточной стадией графитизации*.

Образование эвтектоидного графита, а также графита, образовавшегося в результате распада цементита, входящего в состав перлита, называют *вторичной стадией графитизации*.

Структура чугунов зависит от степени графитизации, т.е. от того, сколько углерода находится в связанном состоянии.

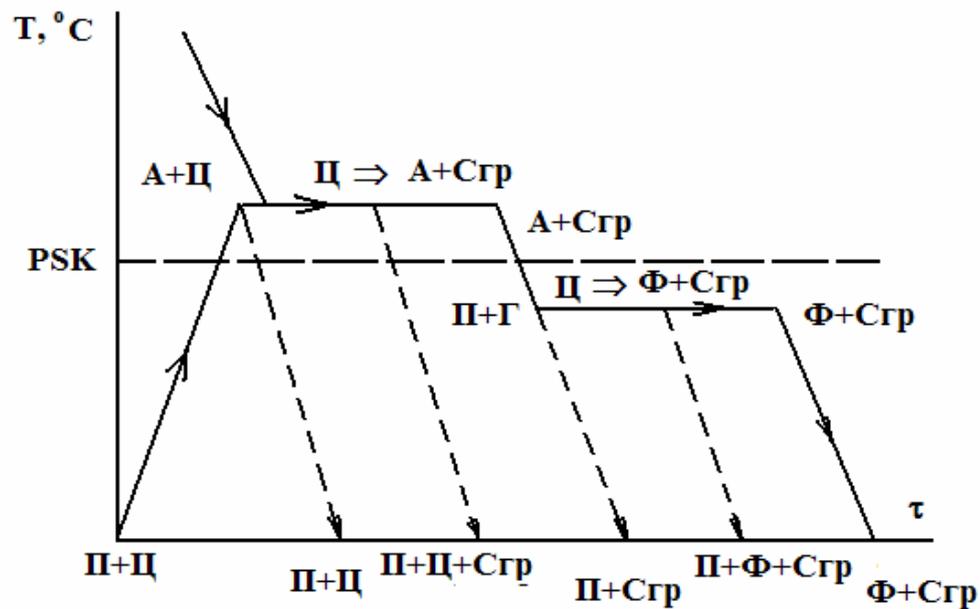


Рис. 15. Схема образования структур при графитизации

Выдержка при температуре больше 738 °С приводит к графитизации избыточного нерастворившегося цементита. Если процесс завершить полностью, то при высокой температуре структура будет состоять из аустенита и графита, а после охлаждения – из перлита и графита.

При незавершенности процесса первичной графитизации выше температуры 738 °С структура состоит из аустенита, графита и цементита, а ниже этой температуры – из перлита, графита и цементита.

Переход через критическую точку превращения аустенита в перлит и выдержка при температуре ниже критической приведут к распаду цементита, входящего в состав перлита (вторичная графитизация). Если процесс завершен полностью, то структура состоит из феррита и графита при незавершенности процесса – из перлита, феррита и графита.

Кремний является энергичным графитизатором, и увеличение содержания его в сплаве облегчает кристаллизацию с образованием графита. Марганец затрудняет графитизацию и способствует отбеливанию чугуна. Сера способствует отбеливанию чугуна и ухудшает литейные свойства, ее содержание ограничено – 0,08...0,12 %. Фосфор на процесс графитизации не влияет, но улучшает

жидкотекучесть. Фосфор является в чугунах полезной примесью, его содержание – 0,3...0,8 %. Модифицирование чугуна (например, ферросилицием в смеси с алюминием) облегчает кристаллизацию графита и измельчает его выделения, в результате чего улучшается структура отливки.

Таким образом, в зависимости от химического состава и скорости охлаждения чугуна при кристаллизации удается получить в отливках желаемую структуру, а следовательно, необходимые механические и другие свойства.

Рассмотрим теперь некоторые особенности структуры и свойств различных чугунов.

3.3. Белый чугун

Белый чугун отличается от других отсутствием графита и наличием большого количества цементита. Наиболее характерной структурной составляющей белого чугуна является эвтектика (ледебурит). Ввиду большого количества цементитной фазы белым чугунам присуща высокая твердость и хрупкость, поэтому в машиностроении они находят ограниченное применение и идут главным образом в передел на сталь.

В машиностроении применяется так называемый отбеленный чугун, у которого поверхностные слои отливки имеют структуру белого чугуна, а внутренние – серого. Такая сложная структура отливки создается комбинированной формой, в которой происходит кристаллизация чугуна. В тех местах, где должен получиться белый чугун, расплав соприкасается с металлической формой (кокилем), обеспечивающей высокую скорость охлаждения. Внутренние части отливки кристаллизуются при меньшей скорости охлаждения, которая создается песчаной формой, выполненной из специальной формовочной смеси (песок, глина и другие составляющие).

Для повышения сопротивления износу от трения на поверхности некоторых изделий оборудования металлургических заводов наплавляется тонкий слой белого чугуна.

3.4. Серый чугун

Как было указано ранее, серый чугун имеет в структуре графит в виде тонких, чаще всего длинных и изогнутых, пластинок, окруженных ферритной, перлитной или феррито-перлитной основой. Этот чугун находит широкое применение в машиностроении.

Серые чугуны содержат углерода – 3,2...3,5 %; кремния – 1,9...2,5 %; марганца – 0,5...0,8 %; фосфора – 0,1...0,3 %; серы – менее 0,12 %.

Механические свойства серого чугуна зависят от общего количества графита и его формы, а также от структуры основы.

Во всех случаях графит ухудшает механические свойства чугуна, снижая его прочность, пластичность и вязкость (в сравнении со свойствами стали). Графитные выделения подобно внутренним надрезам создают местные, зачастую очень значительные, перенапряжения и вызывают преждевременное разрушение чугуна. Графит резко снижает сопротивление отрыву, поэтому чем больше общее количество графита, чем длиннее и тоньше его пластинки, тем ниже показатели пластичности, вязкости и прочности при растяжении. В целях улучшения механических свойств серых чугунов металлурги стремятся получить в отливках малое количество графита с наиболее благоприятной структурной формой его выделений (мелкие выделения в модифицированном чугуне и шаровидная форма в высокопрочном чугуне).

Структура металлической основы зависит от количества углерода и кремния. С увеличением содержания углерода и кремния увеличивается степень графитизации и склонность к образованию ферритной структуры металлической основы. Это ведет к разупрочнению чугуна без повышения пластичности. Лучшими прочностными свойствами и износостойкостью обладают перлитные серые чугуны.

Учитывая малое сопротивление отливок из серого чугуна растягивающим и ударным нагрузкам, следует использовать этот материал для деталей, которые подвергаются сжимающим или изгибающим нагрузкам. В станкостроении – это

базовые, корпусные детали, кронштейны, зубчатые колеса, направляющие; в автостроении – блоки цилиндров, поршневые кольца, распределительные валы, диски сцепления. Отливки из серого чугуна также используются в электромашиностроении, для изготовления товаров народного потребления.

Обозначаются индексом СЧ (серый чугун) и числом, которое показывает значение временного сопротивления, умноженное на 10^{-1} , например СЧ 15.

3.5. Высокопрочный чугун

Высокопрочные чугуны содержат: углерода – 3,2...3,8 %, кремния – 1,9...2,6 %, марганца – 0,6...0,8 %, фосфора – до 0,12 %, серы – до 0,3 %.

Высокопрочный чугун имеет в своем составе выделения графита шаровидной формы, поэтому соединяет в себе высокую прочность стали с важнейшими технологическими достоинствами чугунов. Графит шаровидной формы возникает непосредственно при кристаллизации жидкого чугуна в результате модифицирования его магнием (иногда церием) перед заливкой в формы. Вместе с магнием в чугун вводят также ферросилиций.

Шаровидная форма графита в значительно меньшей степени оказывает вредное надрезающее воздействие на металлическую основу чугуна, чем пластинчатые выделения графита. Поэтому высокопрочный чугун имеет все показатели механических свойств намного выше, чем серый. Структура основы высокопрочного чугуна, так же как и серого, может быть чисто ферритной, перлитной или феррито-перлитной. Формирование этой структуры происходит в процессе эвтектоидных превращений, как было показано ранее.

Из высокопрочного чугуна изготавливают весьма ответственные изделия: коленчатые валы автомобилей и тракторов, детали оборудования прокатных станов и др.

Эти чугуны обладают высокой жидкотекучестью, линейная усадка – около 1 %. Литейные напряжения в отливках несколько выше, чем для серого

чугуна. Из-за высокого модуля упругости достаточно высокая обрабатываемость резанием. Обладают удовлетворительной свариваемостью.

Из высокопрочного чугуна изготавливают тонкостенные отливки (поршневые кольца), шаботы ковочных молотов, станины и рамы прессов и прокатных станов, изложницы, резцедержатели, планшайбы.

Отливки коленчатых валов массой до 2..3 т, взамен кованных валов из стали, обладают более высокой циклической вязкостью, малочувствительны к внешним концентраторам напряжения, обладают лучшими антифрикционными свойствами и значительно дешевле.

Обозначаются индексом ВЧ (высокопрочный чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности, умноженное на 10^{-1} , например ВЧ 100.

3.6. Ковкий чугун

Ковкий чугун имеет выделения графита в виде компактных образований неправильной формы или хлопьев. Получается он путем специального отжига отливки из малоуглеродистого белого чугуна. Свое название ковкий чугун получил за более высокие пластические свойства по сравнению с серым чугуном, хотя свободной ковке (без оправки) он, конечно, никогда не подвергался.

Хорошие свойства у отливок обеспечиваются, если в процессе кристаллизации и охлаждения отливок в форме не происходит процесс графитизации. Чтобы предотвратить графитизацию, чугуны должны иметь пониженное содержание углерода и кремния.

Ковкие чугуны содержат: углерода – 2,4...3,0 %, кремния – 0,8...1,4 %, марганца – 0,3...1,0 %, фосфора – до 0,2 %, серы – до 0,1 %.

Формирование окончательной структуры и свойств отливок происходит в процессе отжига, схема которого представлена на рис. 16.

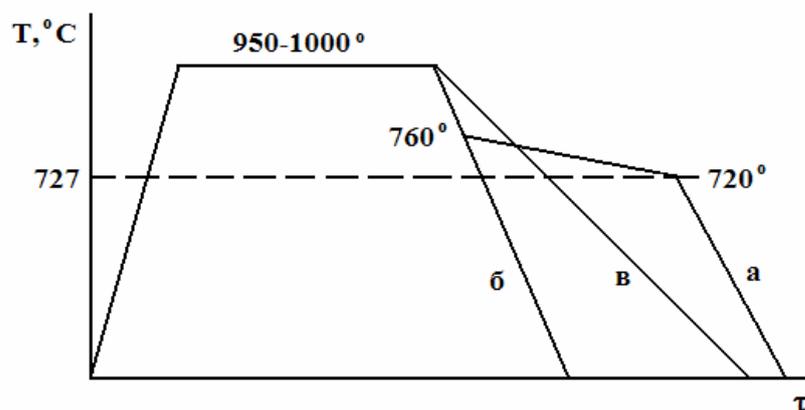


Рис. 16. Отжиг ковкого чугуна

Отливки выдерживаются в печи при температуре 950...1000 °С в течении 15...20 часов. Происходит разложение цементита:



Структура после выдержки состоит из аустенита и графита (углерод отжига). Затем следует охлаждение до температуры стабильного эвтектоидного превращения (примерно до 760 °С). При медленном охлаждении в интервале 760...720 °С, происходит разложение цементита, входящего в состав перлита, и структура после отжига состоит из феррита и углерода отжига – получается ферритный ковкий чугун (режим а, рис. 16). При относительно быстром охлаждении (режим б, рис. 16) вторая стадия полностью устраняется и получается перлитный ковкий чугун. Структура чугуна, отожженного по режиму в (рис.16), состоит из перлита, феррита и графита отжига (получается феррито-перлитный ковкий чугун). Отжиг является длительной 70...80 часов и дорогостоящей операцией. В последнее время в результате усовершенствований длительность сократилась до 40 часов.

По механическим и технологическим свойствам ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым и высокопрочным чугунами. Недостатком ковкого чугуна по сравнению с высокопрочным является ограничение толщины стенок для отливки и необходимость отжига.

Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках. Из ферритных чугунов изготавливают картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы, хомутики, муфты, фланцы. Из перлитных чугунов, характеризующихся высокой прочностью, достаточной пластичностью, изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, тормозные колодки.

Обозначаются индексом КЧ (ковкий чугун) и двумя числами, первое из которых показывает значение предела прочности, умноженное на 10^{-1} , а второе – относительное удлинение - КЧ 30 - 6.

4. СТАЛИ

4.1. Влияние углерода

При комнатной температуре сталь состоит из смеси мягкого и пластичного феррита и очень твердого и хрупкого цементита. Поэтому увеличение процентного содержания С в стали, вызывая увеличение количества цементитной фазы, естественно, приводит к росту твердости и прочности и к снижению пластичности и вязкости стали. Однако общий ход изменения механических свойств и значения конкретных величин различных свойств зависят также от сочетания и дисперсности фаз. Как известно, структура доэвтектоидной стали после медленного охлаждения состоит из избыточного феррита и перлита, а заэвтектоидной – из вторичного избыточного цементита и перлита. Структура эвтектоидной стали (0,8 % С) состоит из одного перлита. Повышение содержания углерода в стали до 0,8 % вызывает увеличение количества перлита и уменьшение феррита, а при дальнейшем увеличении С (более 0,8%) – к появлению наряду с перлитом вторичного цементита.

Влияние содержания углерода на механические свойства стали показано на рис. 17. Следует обратить внимание на изменение прочности. Прочность повышается при содержании углерода до 1 %, а затем она уменьшается. Это объясняется появлением в структуре заэвтектоидной стали хрупкого вторичного

цементита в виде тонкой оболочки вокруг перлитных зерен, что и вызывает преждевременное разрушение стали при растяжении. Приведенные на рис. 9 цифры значения механических свойств являются средними и могут колебаться в ту и другую сторону в зависимости от содержания примесей и условий охлаждения стали.

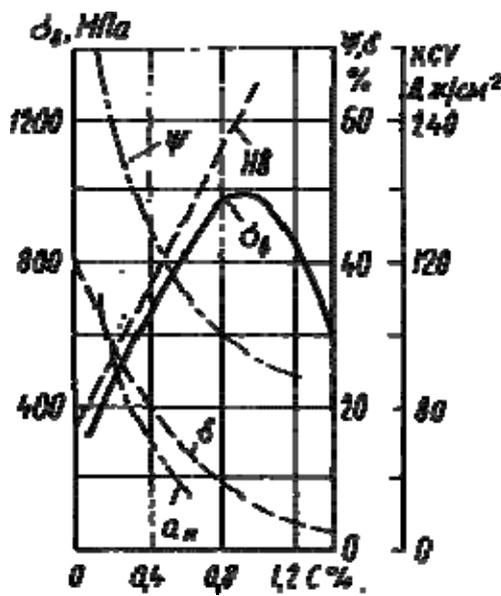


Рис. 17. Влияние углерода на свойства сталей

Повышаются электросопротивление и коэрцитивная сила, снижаются магнитная проницаемость и плотность магнитной индукции.

Углерод оказывает влияние и на технологические свойства. Повышение содержания углерода ухудшает литейные свойства стали (используются стали с содержанием углерода до 0,4 %), обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость. Следует учитывать, что стали с низким содержанием углерода также плохо обрабатываются резанием.

4.2. Примеси в сталях

В сталях всегда присутствуют постоянные, вредные и случайные примеси, так как сталь является многокомпонентным сплавом.

Сера, фосфор и все газы являются вредными примесями, и усилия металлургов всегда направлены на максимальное снижение этих элементов в стали.

Сера. Содержание серы в сталях промышленных марок составляет обычно 0,015...0,050 %. Сера дает с железом соединение FeS, которое образует с железом легкоплавкую эвтектику, (температура плавления 988 °C), обычно располагающуюся вокруг зерен, закристаллизовавшихся ранее этой эвтектики. При горячей механической обработке (ковка, прокатка) эвтектика плавится, что вызывает потерю связи между зернами стали: слиток или поковка разваливается на части. Это явление называется *красноломкостью*.

Сера снижает механические свойства, особенно ударную вязкость и пластичность (δ и ψ), а также предел выносливости. Она ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость.

Фосфор. Содержание фосфора в стали 0,025...0,040 %. Весьма значительно снижает вязкость железа и стали. Особенно заметно проявляется это вредное влияние фосфора при повышенном содержании углерода в стали и при низких температурах. Явление повышенной хрупкости стали при низких температурах называется *хладноломкостью*. Повышение содержания фосфора на каждую 0,01 % повышает порог хладноломкости на 20...25 °C.

Для некоторых сталей возможно увеличение содержания серы и фосфора для улучшения обрабатываемости резанием. Это было при создании автоматных сталей, из которых на высокопроизводительных станках-автоматах изготавливается крепежный материал (гайки, болты) неотвественного назначения, имеющий очень широкое применение в машиностроении. Короткая, хрупкая стружка и чистая поверхность резьбы являются главными положительными качествами автоматных сталей. Так как серы в этих сталях содержится до 0,15...0,20 %, а фосфора до 0,14 %, то такие стали можно отнести к разряду специальных.

Существенным является то, что сера и фосфор при кристаллизации стального слитка сильно ликвируют, в результате чего создаются участки с резко

повышенной концентрацией этих вредных элементов по сравнению со средним их содержанием в стали.

Газы (азот, кислород, водород) попадают в сталь при выплавке.

Кислород, соединяясь со многими элементами, присутствующими в стали, образует неметаллические включения, так называемые оксиды (SiO_2 , Al_2O_3 и др.). Неметаллические включения (окислы, нитриды), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить предел выносливости и вязкость. Поэтому необходимо снижать содержание кислорода в стали путем хорошего раскисления и разливки в вакууме, тщательно контролировать структуру стали, идущей на изготовление ответственных изделий.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который значительно охрупчивает сталь. Он приводит к образованию в катаных заготовках и поковках *флокенов* – тонких трещин овальной или округлой формы, имеющих в изломе вид пятен – хлопьев серебристого цвета.

Постоянные примеси

Марганец и кремний вводятся в процессе выплавки стали для раскисления, они являются технологическими примесями.

Содержание *марганца* не превышает 0,8 %. Марганец, имеющийся в стали, интенсивнее, чем железо, соединяется с серой, образуя весьма тугоплавкое соединение MnS (температура плавления $1620\text{ }^\circ\text{C}$), располагающееся обычно в виде мелких глобулярных включений внутри зерен стали. Следовательно, включения MnS оказывают менее вредное влияние на сталь, чем включения FeS .

Содержание *кремния* не превышает 0,4 %. Кремний является раскислителем стали, освобождая ее от излишков кислорода. Кремний растворяется в феррите и повышает прочность стали, особенно повышается предел текучести $\sigma_{0,2}$. Но наблюдается некоторое снижение пластичности, что снижает способность стали к вытяжке.

Наличие марганца и кремния свыше указанных пределов переводит такие стали в разряд специальных, «легированных».

Случайные примеси – практически любые элементы, случайно попавшие в сталь, например Cr, Ni, Cu, Mo, Al, Ti и др., в количествах, ограниченных для примесей.

4.3. Легирующие элементы

Легирующие элементы (л.э.)– специально вводимые добавки для получения требуемых структуры и свойств. *Легированные стали* – сплавы на основе железа, в химический состав которых введены легирующие элементы, обеспечивающие при определенных способах производства и обработках требуемые структуру и свойства.

В качестве легирующих наиболее часто используют следующие элементы: Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Ti, Nb. Реже используются Co, Al, Cu, B и некоторые другие. Содержание легирующих элементов может колебаться в стали от тысячных долей процента до десятков процентов.

Почти все легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа, температуру эвтектоидной и эвтектической реакций и влияют на растворимость углерода в аустените.

По влиянию на температуры A_3 и A_4 легирующие элементы можно разбить на две группы.

В первую группу входят элементы, которые понижают температуру A_3 и повышают температуру A_4 . К ним относятся Ni, Mn, C, N и др.

В сплавах железа с никелем, марганцем и кобальтом γ -область «открывается», т.е. в определенном интервале температур существует неограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии — твердые растворы с ГЦК решеткой. При этом температура A_3 при определенной концентрации добавки понижается ниже нуля. На рис. 18 показан участок диаграммы Fe — легирующий элемент с открытой γ -областью

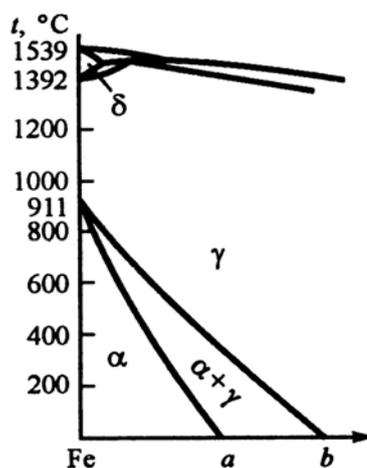


Рис. 18. Диаграмма состояния железо—легирующий элемент с открытой γ -областью

В сплавах с концентрацией добавки, равной или превышающей концентрацию, соответствующую точке b , ГЦК решетка устойчива при 20...25 °С; такие сплавы называют *аустенитными сталями*. Таким образом, аустенитом называют не только твердый раствор углерода в Fe_γ , но и любые твердые растворы на основе Fe_γ .

Во вторую группу входят элементы, которые повышают температуру A_3 и понижают A_4 . В этом случае температурный интервал устойчивости аустенита уменьшается и соответственно расширяется температурный интервал устойчивости Fe_α . Таких легирующих элементов большинство: Сг, Мо, W, V, Si, Ti и др.

Все перечисленные элементы образуют с железом диаграмму с «замкнутой» γ -областью (рис. 19). Концентрация, соответствующая точке c , для большинства элементов невелика (до 1...1,5 %), и лишь для хрома аустенитная область простирается до 12 % (рис. 20).

Из перечисленных элементов, дающих замкнутую γ -область, только хром и ванадий не образуют с железом промежуточных фаз, и поэтому α -область «открывается»: наблюдается неограниченная растворимость этих элементов в железе с ОЦК решеткой (см. рис. 19, a). Остальные легирующие элементы, замыкающие область, образуют с железом промежуточные фазы, поэтому при определенных концентрациях легирующего элемента на диаграммах появляется

линия, ограничивающая растворимость, правее которой расположены двухфазные области (см. рис. 19, б). Однофазные сплавы с ОЦК решеткой, устойчивой при всех температурах вплоть до солидуса, называют *ферритными сталями*. Таким образом, ферритом называют не только твердый раствор углерода в Fe_{α} , но и любые твердые растворы на основе Fe_{α} .

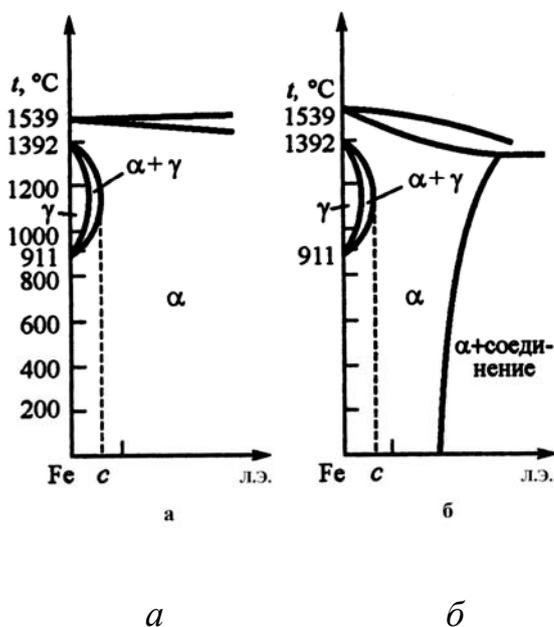


Рис. 19. Диаграмма состояния железо – л.э. с замкнутой γ -областью; *a* – открытая α -область, *б* – закрытая α -область

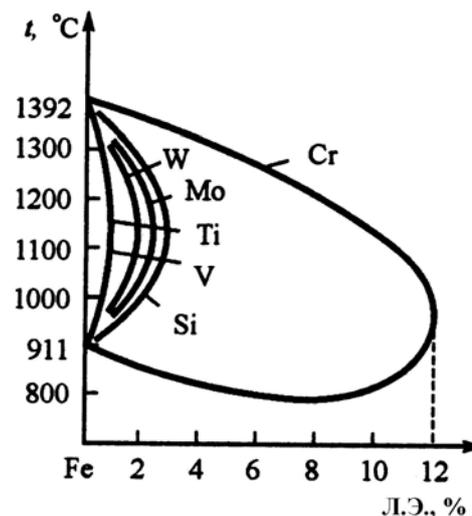


Рис. 20. Влияние л.э. на протяженность замкнутой γ -области

4.4. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения сталей

Легирующие элементы, понижающие температуру A_3 в безуглеродистых сплавах (Ni и Mn), смещают линии *PSK*, *GS* и *SE* диаграммы Fe – Fe_3C в сторону более низких температур.

Легирующие элементы, повышающие температуру A_3 в безуглеродистых сплавах, оказывают обратное влияние — они смещают линии *PSK*, *GS* и *SE* в сторону более высоких температур. Влияние некоторых легирующих элементов на положение эвтектоидной линии при нагреве показано на рис. 21.

В сложнелегированных сталях, содержащих элементы одной и другой групп, смещение критических температур зависит от количественного соотношения этих элементов.

Под влиянием легирования изменяется и положение узловых концентрационных точек диаграммы Fe – Fe₃C. Важнейшие узловые точки стали — *S*, указывающая содержание углерода в эвтектоиде (рис. 22), и *E*, указывающая максимальную растворимость углерода в аустените.

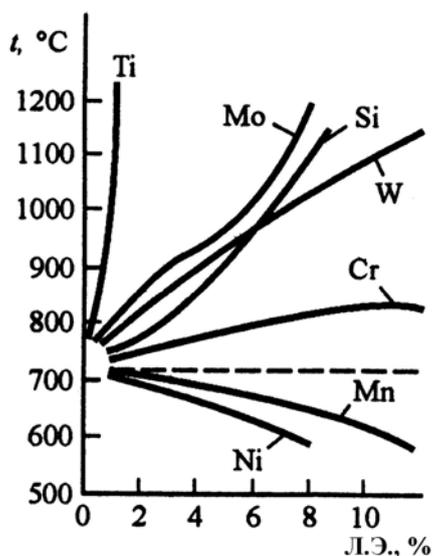


Рис. 21. Влияние л.э. на температуру A_{c1}

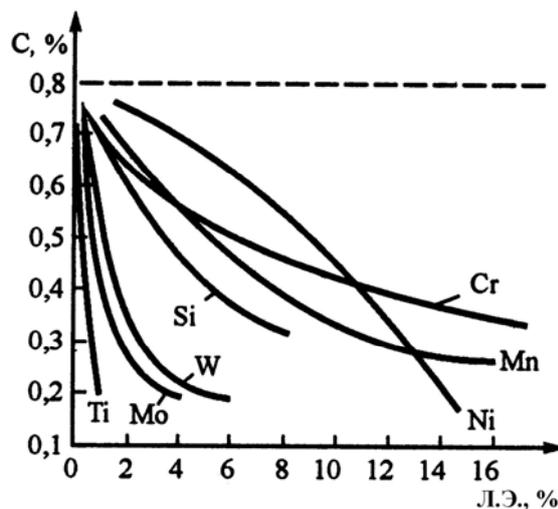


Рис. 22. Влияние л.э. на содержание углерода в эвтектоиде

Большинство легирующих элементов уменьшает растворимость углерода в аустените при всех температурах, что равносильно сдвигу линии SE влево, в сторону меньших концентраций углерода.

Максимальная растворимость углерода в аустените (точка E) наиболее резко уменьшается под влиянием элементов, замыкающих γ -область в безуглеродистых сплавах: Cr, Si, W, V, Ti.

Приведенная схема не охватывает всего многообразия возможных вариантов влияния легирующих элементов на критические точки железа и, следовательно, на вид диаграммы железо – углерод. При легировании железа несколькими элементами одновременно их влияние на получение γ - и α -фаз не суммируется.

4.5. Карбиды в легированных сталях

По степени сродства легирующих элементов к углероду по сравнению со сродством к нему железа различают карбидообразующие и некарбидообразующие легирующие элементы.

К карбидообразующим относятся переходные металлы с нестроеной d -электронной оболочкой. Чем меньше электронов на оболочке, тем больше сродство к углероду. В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение d -электронной полосы атома металла, тогда как у металла валентные электроны образуют металлическую связь, обуславливающую металлические свойства карбидов.

В сталях карбидообразующими являются следующие элементы: Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti (элементы перечислены в порядке возрастания их карбидообразующей способности). Некарбидообразующие элементы (Cu, Ni, Co, Si, Al) карбидов в стали не образуют.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла менее 0,59 сильные карбидообразователи (Mo, W, V, Nb, Ti) образуют с углеродом фазы внедрения. При этом чаще всего карбиды имеют формулу MeC , т.е. на один металлический атом приходится один атом углерода. При известных условиях W и Mo образуют карбиды, более богатые металлом (Me_2C , Mo_2C , WC, VC, TiC, TaC, W_2C) имеют простую кристаллическую решетку, отличаются очень высокой тугоплавкостью, практически нерастворимы в аустените.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла более 0,59 образуются типичные химические соединения: Fe_3C , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Fe_3W_3C , которые имеют сложную кристаллическую решетку и при нагреве растворяются в аустените.

Все карбиды обладают высокой твердостью и температурой плавления.

4.6. Классификация и маркировка сталей

4.6.1. Классификация сталей

Стали классифицируются по множеству признаков.

По химическому составу:

1) углеродистые:

	углерод, %
низкоуглеродистые.....	до 0,25
среднеуглеродистые.....	0,25...0,65
высокоуглеродистые.....	свыше 0,65

2) легированные:

	суммарное содержание легирующий элементов, %
низколегированные.....	ниже 2,5
среднелегированные.....	2,5...10
высоколегированные.....	свыше 10

Если содержание Fe меньше 45 %, то это сплав, если больше – сталь. Основа сплава – элемент самого высокого содержания.

По назначению:

1) конструкционные – применяются для изготовления деталей машин и механизмов;

2) инструментальные – применяются для изготовления различных инструментов;

3) с особыми свойствами: электротехнические, с особыми магнитными свойствами и др.

По структуре в равновесном состоянии:

1) доэвтектоидные;

2) эвтектоидные;

3) заэвтектоидные.

По основной структуре после нагрева до 900 °С с последующим охлаждением на воздухе: перлитные, бейнитные, мартенситные, ферритные, аустенитные.

Также могут быть смешанные классы: феррито-перлитный и т.д. (при наличии не менее 10 % перлита).

По качеству. Количественным показателем качества является содержания вредных примесей: серы и фосфора, % (не более):

обыкновенного качества.....	$S \leq 0,05, P \leq 0,04$
качественные стали.....	$S, P \leq 0,035$
высококачественные.....	$S, P \leq 0,025$
особовысококачественные.....	$S \leq 0,015, P \leq 0,025$

По способу выплавки:

- 1) в мартеновских печах;
- 2) в кислородных конверторах;
- 3) в электрических печах: электродуговых, индукционных и др.

4.6.2. Маркировка сталей

В России принято буквенно-цифровое обозначение сталей.

Углеродистые стали обыкновенного качества. Стали содержат повышенное количество серы и фосфора.

Маркируются Ст.2кп, БСт.3кп, ВСт.3пс, ВСт.4сп.

Ст – индекс данной группы стали. Цифры от 0 до 6 – это условный номер марки стали. С увеличением номера марки возрастает прочность и снижается пластичность стали. По гарантиям при поставке существует три группы сталей – А, Б и В. Для сталей группы А при поставке гарантируются механические свойства, в обозначении индекс группы А не указывается. Для сталей группы Б гарантируется химический состав. Для сталей группы В при поставке гарантируются и механические свойства, и химический состав.

Индексы кп, пс, сп указывают степень раскисленности стали: кп – кипящая; пс – полуспокойная; сп – спокойная.

Качественные углеродистые стали. Качественные стали поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом (группа В). Степень раскисленности в основном спокойная.

Конструкционные качественные углеродистые стали. Маркируются двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента. Указывается степень раскисленности, если она отличается от спокойной.

Сталь 08, сталь 10 пс, сталь 45.

Содержание углерода соответственно 0,08; 0,10; 0,45 %.

Инструментальные качественные углеродистые стали маркируются буквой У (углеродистая инструментальная сталь) и числом, указывающим содержание углерода в десятых долях процента.

Сталь У8, сталь У13.

Содержание углерода соответственно 0,8 и 1,3 %.

Инструментальные высококачественные углеродистые стали. Маркируются аналогично качественным инструментальным углеродистым сталям, только в конце марки ставят букву А, для обозначения высокого качества стали.

Сталь У10А.

Легированные стали. Обозначение буквенно-цифровое. Легирующие элементы имеют условные обозначения. Обозначаются буквами русского алфавита.

Быстрорежущие инструментальные стали. Р – индекс данной группы сталей (от rapid – скорость), далее число, указывающее содержание основного легирующего элемента – вольфрама. Содержание углерода более 1 %. Во всех быстрорежущих сталях содержится около 4 % хрома, поэтому он не указывается. Если стали содержат легирующие элементы, то их содержание указывается после обозначения соответствующего элемента.

Сталь Р5М3.

В указанной стали содержание вольфрама – 5 %, молибдена – 3 %.

Шарикоподшипниковые стали. Ш – индекс данной группы сталей. Х – указывает на наличие в стали хрома. Последующее число показывает содержание хрома в десятых долях процента. Содержание углерода более 1 %.

Сталь ШХ6, сталь ШХ15ГС.

В указанных сталях, соответственно, 0,6 и 1,5 % хрома.

Буква А в конце марки обозначает высококачественную сталь (30ХГСА), в середине марки – азот, в конце марки – сталь автоматная (А35Г2).

Высоколегированные стали сложного состава иногда обозначают по порядковому номеру разработки и освоения на заводе (ЭИ, ЭП – «Электросталь»).

1. Материаловедение / под ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Изд-во. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 648 с.
2. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. М.: МИСиС, 1999. 408 с.
3. Гуляев А.П. Металловедение: учебник / А.П. Гуляев М.: Металлургия, 1986. 644 с.